

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**DESENVOLVIMENTO DE UM AÇO SINTERIZADO
LIGADO AO MANGANÊS E FÓSFORO**

Dissertação submetida à Universidade Federal de Santa Catarina
para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia.

ERNANI SALES PALMA

FLORIANÓPOLIS

AGOSTO/1985

DESENVOLVIMENTO DE UM AÇO SINTERIZADO

LIGADO AO MANGANÊS E FÓSFORO

ERNANI SALES PALMA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
- MESTRE EM ENGENHARIA -

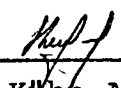
ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO DA UFSC.

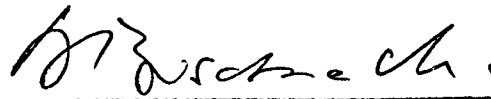
BANCA EXAMINADORA:


Aloisio Nelmo Klein, Dr. Ing.
ORIENTADOR


Clovis R. Maliska, Ph. D.
COORDENADOR


Aloisio Nelmo Klein, Dr. Ing.


Ingeborg Kühn Arroyo, M.Sc.


Augusto J. de Almeida Buschinelli, Dr. Ing.


José Otávio Paschoal, Dr. Ing.

À todas as pessoas que lutam por um ideal de paz, trabalho e justiça!

AGRADECIMENTOS

Aos professores Klein e Ingeborg pela dedicação laboriosa e paciente ao longo dos cursos e especialmente na orientação deste trabalho.

Agradeço às empresas, cuja matéria prima nos foi cedida.

ÍNDICE

Página

1. INTRODUÇÃO	1
2. PROCESSO DE FABRICAÇÃO POR METALURGIA DO PÓ	5
2.1. Obtenção dos Pós	6
2.2. Mistura	6
2.3. Compactação	7
2.4. Sinterização	8
2.5. Operações complementares	8
2.5.1. Calibração	9
2.5.2. Infiltração	9
2.5.3. Compactação dupla	9
3. TÉCNICA DE LIGA EM METALURGIA DO PÓ	10
3.1. Mecanismos de aumento de resistência mecânica ...	10
3.2. Efeitos dos elementos de liga nos aços	11
3.3. Os elementos de liga na metalurgia do pó ferrosa.	12
3.4. Formas de introdução dos elementos de liga na me- talurgia do pó ferrosa	16
4. FÓSFORO E MANGANÊS EM AÇOS SINTERIZADOS	19
4.1. Sistemas binários	19
4.1.1. Sistema Fe-P	19
4.1.2. Sistema P-Mn	21
4.1.3. Sistema Fe-Mn	22
4.2. Utilização de fósforo e manganês em aços sinteri- zados	24
4.2.1. Fósforo	24
4.2.2. Manganês	28

4.3. Conclusão	29
5. MATÉRIA PRIMA E METODOLOGIA UTILIZADA NO TRABALHO EXPERI- MENTAL	31
5.1. Desenvolvimento do portador ternário Fe-P-Mn	31
5.2. Matéria prima	32
5.2.1. Ferro	32
5.2.2. Ferro-fósforo	33
5.2.3. Ferro-manganês	33
5.2.4. Cobre e carbono	33
5.2.5. Portador ternário MP	33
5.3. Procedimento experimental	36
6. APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS	41
6.1. Introdução	41
6.2. Estudo da sinterização e homogeneização dos compac- tados	42
6.3. Propriedades mecânicas de aços sinterizados ligados ao Mn e P	51
6.3.1. Influência do carbono e do cobre sobre as propriedades mecânicas de aços ligados com o portador ternário MP	61
7. DISCUSSÃO	65
8. CONCLUSÃO	72
9. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	74

RESUMO

No presente trabalho estuda-se a possibilidade da sinterização de aços ligados ao Mn e P, onde estes elementos são introduzidos à mistura sob a forma de uma liga mestre (Master alloy) a base de Fe, Mn e P, que apresenta além da vantagem da atividade química reduzida dos elementos, a possibilidade da utilização dos efeitos benéficos da sinterização com fase líquida transiente. O trabalho abrange um estudo da sinterabilidade, homogeneização e propriedades mecânicas obtidas em aços sinterizados mediante uso de tal portador de liga ternário de desenvolvimento e fabricação própria, e dos portadores binários Fe-P e Fe-Mn, isolados ou simultaneamente.

ABSTRACT

In this work the sintering possibility of a Mn-P alloy steel is studied, where these elements are introduced through a Fe-Mn-P master alloy, presenting the advantages of reduced chemical activity of the elements and sintering with transient liquid phase in which good effects are obtained. this work analyses the sinterability, homogenization and mechanical properties of a sintered steel in which this ternary master alloy of own development and production is used, besides using the binary carriers Fe-P and Fe-Mn.

1. INTRODUÇÃO

A fabricação de peças utilizando a técnica da metalurgia do pó, embora só recentemente tenha experimentado um desenvolvimento industrial, é usada desde a antiguidade como alternativa aos métodos convencionais devido impossibilidades práticas de se alcançar as elevadas temperaturas de fusão de certos materiais.

Assim foi há 6000 anos [1] na redução de minério de ferro em ferro esponja para fabricação de armas e utensílios. Foi também a impossibilidade de fundir a platina que levou Wollaston em 1829 a desenvolver um processo de produção de platina compactada a partir do pó esponjoso deste metal. Novamente as altas temperaturas de fusão de certos elementos (W, Mo, Ta, etc.), principalmente o tungstênio para fabricação de filamentos de lâmpadas incandescentes, foi a razão do grande impulso nesta técnica no nosso tempo atual.

Embora o estágio de desenvolvimento da tecnologia nos permita hoje a obtenção de temperaturas elevadíssimas, a metalurgia do pó se impõe por si própria como uma técnica alternativa de

produção de peças, pelas seguintes vantagens:

- possibilidade de obtenção de peças na forma e dimensões finais sem produção de cavacos, aparas e/ou rebarbas;
- alta produtividade pela automação do processo, possibilitando a produção em grandes séries;
- obtenção de peças com tolerâncias dimensionais muito estreitas;
- possibilidade de produzir e conformar metais impossíveis ou muito difíceis de serem produzidos pelos métodos convencionais. Exemplos: metais refratários (W, Mo, Ta), metal duro, etc. |1|;
- possibilidade de obtenção de materiais conjugados (Cermets). Exemplos: materiais de fricção metálicos, combustíveis nucleares, etc.;
- produzir materiais com características especiais, como porosidade controlada. Exemplos: filtros, mancais auto-lubrificantes, etc.;
- requerer menos energia que outro método |2|;
- ecologicamente limpo.

A seqüência de fabricação de peças pela metalurgia do pó pode ser resumida, de uma maneira geral, em:

- obtenção dos pós;
- mistura dos pós;
- compactação na forma desejada;
- sinterização.

Podem ocorrer algumas variações como: calibração, infiltração, dupla compactação, dupla sinterização, acabamentos finais

por usinagem, conformação, etc.

Após a compactação, na qual a peça adquire a forma desejada e resistência suficiente para ser manuseada (resistência verde), procede-se a sinterização sob condições controladas de tempo, temperatura e atmosfera. O produto resultante terá uma densidade inferior à densidade teórica devido à porosidade e portanto, apresentará menor resistência. Para compensar essa perda utiliza-se normalmente elementos de liga em quantidades relativamente elevadas.

Para concorrer com os demais processos de fabricação na área de peças estruturais de aço, é necessário não só aperfeiçoar a técnica de produção mas também desenvolver novas ligas que levem à melhores propriedades com um menor custo.

Considerando que as propriedades do aço sinterizado são, além da influência dos elementos de liga presentes, função de todo o comportamento cinético do compactado durante a sinterização, sendo muitas vezes o fator predominante, tornou-se imperioso o uso de novas técnicas de liga que levam este fato devidamente em consideração [3, 4, 5].

Os resultados de pesquisas sistemáticas baseadas neste ponto de vista, levaram à aços sinterizados com propriedades superiores às aquelas até então conhecidas [3, 4], e elementos de liga antes considerados sem utilidade para a metalurgia do pó ferrosa passaram a adquirir elevada importância. Tais elementos (Si, Mn, Cr, V e Al) devido à sua elevada tendência à oxidação devem ser introduzidos na mistura através de portadores de ligas complexos, conhecidos na literatura por "ligas mestres" (master alloys), onde têm sua atividade reduzida e onde são combinados em proporções

especialmente estudadas para formarem fases que beneficiem os processos de sinterização e homogeneização.

O presente trabalho dá continuidade à essa linha de pesquisa na área de técnica de liga estudando o comportamento na sinterização, através da dilatometria diferencial e microscopia ótica, e as propriedades de aços sinterizados e ligados ao fósforo e manganês, onde estes elementos são introduzidos na mistura através de uma liga ternária Fe-P-Mn de produção própria. Para efeitos de comparação, são também estudadas amostras utilizando-se ferro-fósforo e ferro-manganês como portadores de ligas, isolada ou simultaneamente. Além disto, foi examinada também a influência dos elementos cobre e carbono na sinterização, adicionados ao Fe com o portador ternário Fe-P-Mn.

2. PROCESSO DE FABRICAÇÃO POR METALURGIA DO PÓ

A indústria atual requer uma enorme variedade de componentes estruturais, com propriedades bem definidas e custos de produção competitivos. Assim na sua fabricação vários processos competem entre si, permitindo uma certa flexibilidade na escolha do caminho a seguir para obtenção do produto final. Os processos de fabricação mais difundidos são aqueles no qual o metal ou a liga é fundida e vazada em um molde, que pode ter a forma do produto final ou a forma de lingotes. Neste caso, o lingote é transformado na forma desejada através dos processos de laminação, forjamento, extrusão, usinagem, etc. A metalurgia do pó constitui um grupo à parte, pois a transformação da matéria prima, na forma de pós, até o produto final se dá predominantemente no estado sólido.

Um fator inerente ao processo é a presença de poros que diminuem a resistência do material, tendo em consequência uma certa restrição no seu campo de aplicação, embora para determinados produtos constitua-se na única maneira de produzi-los.

Basicamente o processo consta das seguintes etapas:

2.1. Obtenção dos pós

Os pós metálicos são obtidos de uma maneira geral através dos seguintes métodos:

- físicos;
- químicos;
- mecânicos.

Dentre estes, o método mais utilizado é a produção de pós por atomização a partir do metal (ou liga) no estado líquido.

O processo utilizado na obtenção dos pós tem influência direta nas etapas de compactação e sinterização, consequentemente nas propriedades mecânicas finais atingidas.

As principais características dos pós são:

- tamanho de partícula;
- distribuição do tamanho de partícula;
- forma das partículas;
- composição química;
- superfície específica;
- escoabilidade;
- densidade aparente;
- compressibilidade.

2.2. Mistura

É a operação inicial do processo, na qual os pós depois de pesado-, são misturados com o objetivo de uniformizar a distribuição dos elementos de liga e/ou do lubrificante usado, facilitando -

tando as operações de compactação e sinterização. O tempo de mistura é um fator importante pois tempos muito longos podem levar a resultados contrários ao esperado, tais como a segregação de algum componente por diferença de densidade, e, tempos curtos podem resultar em misturas imperfeitas.

2.3. Compactação

Nesta operação, os pós devidamente misturados são conformados em uma matriz conferindo ao "compactado verde" resultante a forma final especificada e uma resistência mecânica suficiente para ser manuseado.

A compactação tem forte influência na porosidade e dimensões do produto final, apesar das variações que o compactado sofrerá na sinterização. A densidade verde obtida por esta operação é função da pressão utilizada, do tipo, distribuição, tamanho e forma das partículas do pó, do uso ou não de lubrificante e da forma geométrica da matriz.

São vários os métodos para compactar-se os pós na forma desejada:

- compactação unidirecional de ação simples;
- compactação unidirecional de dupla ação;
- compactação isostática (a frio ou a quente);
- laminação dos pós;
- extrusão dos pós;
- forjamento dos pós.

O método largamente usado na indústria é a compactação unidirecional em matrizes de dupla ação.

2.4. Sinterização

A sinterização é o passo na fabricação de uma peça por metalurgia do pó que consome maior parcela de energia, e por isto tem forte influência nos custos de produção.

É um processo ativado termicamente, no qual o compactado verde, poroso, isolado do meio ambiente por uma atmosfera protetora, tende ao sistema livre de poros, sofrendo alterações microestruturais e/ou dimensionais, resultando no produto final com as propriedades desejadas.

De um modo geral a força motora do processo de sinterização é a energia livre de superfície e a energia dos defeitos cristalinos.

Em sistemas monofásicos o mecanismo de transporte de matéria efetivo é a difusão [2]. No caso de mistura de pós de diferentes elementos, além desta auto-difusão, ocorre uma interdifusão devido ao gradiente químico formado quando da adição de um segundo componente. Neste último caso o transporte de matéria pode se dar no estado sólido, ou na presença de uma fase líquida que poderá ser permanente ou então estar presente durante um certo intervalo de tempo, solidificando-se em seguida (fase líquida transiente). Se a fase líquida tiver uma boa molhabilidade, penetrará entre as partículas e/ou contornos de grão devido às forças de tensão superficial, acelerando bastante os processos de sinterização e homogeneização, possibilitando alcançar propriedades superiores ou redução da temperatura e tempo de sinterização.

2.5. Operações complementares

Os produtos sinterizados às vezes requerem outras operações além das vistas, com objetivos de conferir maior precisão dimensional, melhorar o acabamento, aumentar a densidade, resistência, dureza, etc. As principais são:

2.5.1. Calibração

Esta operação visa atingir as estreitas tolerâncias previstas ou dimensões definitivas no produto acabado. É feita através de uma re-compressão da peça sinterizada, em uma matriz de alta precisão, ou por operações de usinagem.

2.5.2. Infiltração

Para diminuir a porosidade da peça sinterizada, esta pode ser infiltrada com um metal ou liga de ponto de fusão inferior ao do material sinterizado. Convém salientar que apenas os poros intercomunicantes são preenchidos por capilaridade com o líquido infiltrante. Na maioria dos casos usa-se o cobre ou suas ligas.

2.5.3. Compactação dupla

Após uma pré-sinterização, o compactado sofre uma segunda compactação com o objetivo de reduzir sua porosidade. Esta operação pode ser realizada a frio, geralmente seguida de sinterização final, ou a quente. Neste último caso consegue-se um compactado praticamente isento de poros.

3. TÉCNICA DE LIGA EM METALURGIA DO PÓ

3.1. Mecanismos de aumento de resistência mecânica

São vários os mecanismos possíveis de elevar a resistência mecânica dos materiais metálicos:

- redução do tamanho de grão;
- trabalho mecânico à frio, ou seja, encruamento;
- formação de solução sólida pelo uso de elementos de liga;
- precipitação ou dispersão de uma segunda fase;
- transformação martensítica.

O tamanho de grão final em produtos sinterizados sem tratamento termico posterior, será sempre superior àquele correspondente na metalurgia convencional em virtude da permanência prolongada em altas temperaturas necessária ao processo de sinterização. Usam-se várias técnicas para minimizar o crescimento de grão, tais como o uso de sinterização não isotérmica, controle da distribuição do tamanho de partícula, segregação do soluto, etc.

O aumento de resistência por encruamento não é viável em

metalurgia do pó, uma vez que a competitividade do processo reside exatamente na produção da peça em sua forma e dimensões finais.

A adição de elementos de liga para formação de solução sólida e/ou precipitados de uma segunda fase é a maneira mais econômica e eficaz no aumento de resistência, sendo o carbono, níquel e cobre os elementos mais utilizados na produção de peças estruturais em série por metalurgia do pó.

3.2. Efeitos dos elementos de liga nos aços

Os elementos de liga são adicionados ao ferro com o objetivo de alterar uma ou mais propriedades mecânicas, magnéticas e/ou químicas, não inerentes ao ferro puro. Assim para atender a diversificada demanda da indústria em geral, é usado um grande número de elementos de liga, sendo o carbono, sem dúvida alguma, o mais importante pelos seus efeitos e baixo custo. O preço do elemento adicionado é um importante fator a ser considerado, pois influenciará diretamente no custo final do produto.

A maneira com que os elementos estão presentes no aço depende de suas "afinidades" individuais entre si e com o ferro. Estes podem ser encontrados no aço das seguintes maneiras |6|:

- a) dissolvidos na matriz ferrítica;
- b) formando carbonetos;
- c) sob a forma de inclusões não metálicas;
- d) sob a forma de compostos intermetálicos;
- e) sob a forma de precipitados metálicos.

Os elementos ligantes podem ser classificados ainda de acordo com a influência que exercem sobre as transformações alotrópicas do ferro. Tem-se assim dois grandes grupos:

- a) Estabilizadores da fase α ou alfa-gêneos;
- b) Estabilizadores da fase γ ou gama-gêneos.

Estes dois grupos podem ser subdivididos em:

a)1 - Formado pelos elementos que estreitam a faixa de existência do ferro - γ , até suprimi-la. A zona austenítica é circundada por uma zona bifásica α - γ , que não é interrompida nem por compostos intermetálicos, nem por soluções sólidas do elemento adicionado.

Ex.: P, Si, Cr, Al, Mo, etc...

a)2 - Mesmo tipo acima, com exceção de surgir uma interrupção no envoltório da região austenítica.

b)1 - Formado pelos elementos que estabilizam a fase γ sem a formação de compostos ou soluções sólidas que alcancem a região ferrítica.

Ex.: Mn, Ni, Cu, etc.

b)2 - Quando há a formação de compostos e/ou soluções sólidas em composições onde está presente a fase α .

Ex.: Au, C, Zn, etc.

3.3. Os elementos de liga na metalurgia do pó ferrosa

Na sinterização, embora a adição de elementos de liga obedeça aos princípios gerais vistos anteriormente, deve ser consi-

derado o comportamento cinético do compactado durante o processo, o qual será o fator de influência predominante nos resultados finais.

Assim sendo, a utilização destes não é feita com o único objetivo de alcançar melhores propriedades finais pela formação de solução sólida e/ou precipitação de 2.^a fase, mas também no sentido de ativar os mecanismos da sinterização, conseguindo com isto uma otimização adicional destas propriedades.

O gradiente químico provocado pela presença do elemento de liga, na sua forma elementar ou sob a forma de compostos na mistura, intensifica bastante o transporte de matéria, provocando um estabelecimento e fortalecimento de contatos mais eficazes entre as partículas.

Alguns critérios [7,8] devem ser respeitados na escolha dos elementos a serem utilizados juntamente com o ferro, para que as alterações físicas e químicas decorrentes sejam no sentido de "ativar" o processo:

- 1) Redução da energia de ativação: O aditivo deve ter o efeito de redução da energia de ativação da auto-difusão à temperatura de sinterização.
- 2) Solubilidade: O ferro (material de base) deve ter uma solubilidade suficiente no aditivo, propiciando um fluxo de átomos para a camada adicionada. A solubilidade reversa, ou seja, do aditivo no ferro, deve ser a mínima possível, pois do contrário o efeito ativador da adição seria perdido pela formação de solução sólida.
- 3) Segregação: A segunda fase deverá permanecer segregada nos contornos de grão e de partículas, intensificando a contribui-

ção dos contornos de grão na difusão. Para tanto o diagrama de fases deve apresentar a linha líquidus e solidus com inclinação negativa, à medida que houver dissolução do ferro no aditivo. Esta característica levará à partições químicas com interfaces ricas do aditivo. Este critério será intensificado caso a partícula do aditivo seja menor que a do material de base.

- 4) Difusão: Deverá haver uma alta razão de difusividade expressa pela equação 1:

$$D_A/D_{Fe} \gg 1 \quad (1)$$

onde, D_A = difusão do Fe na 2ª fase

D_{Fe} = auto-difusão do ferro

A figura 3.1 mostra um diagrama de fases binário ideal que apresenta esquematicamente as características descritas acima. A figura 3.2 apresenta o efeito da ativação obtido pela adição de elementos químicos.

A ativação do processo de sinterização segundo estes critérios é conseguida através da adição de elementos de liga em quantidades ligeiramente superiores ao seu limite de solubilidade à temperatura de trabalho, não havendo aqui a intenção de formar-se liga pela combinação de tais elementos com o ferro. As propriedades são melhoradas pela maior densidade alcançada.

Quando se utiliza elementos de liga com objetivos de alterar as características do material pela formação de solução sólida e/ou precipitação de segunda fase, as quantidades adicionadas devem ser maiores. Considerando que estes devem então solubili-

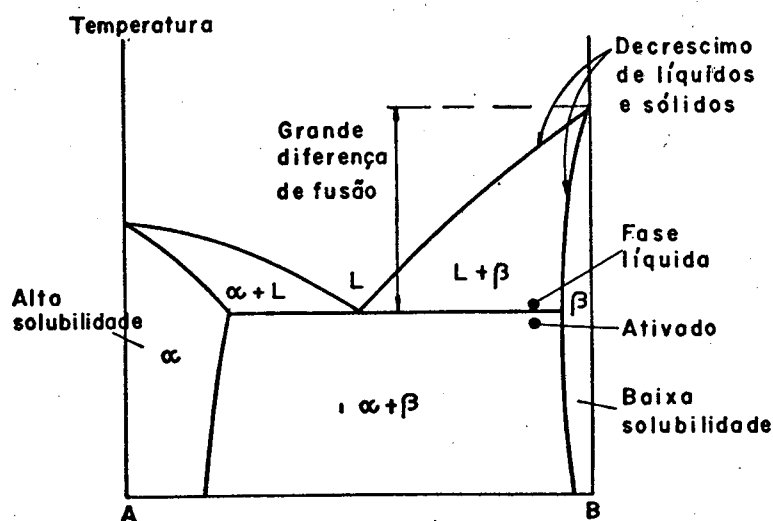


FIGURA 3.1 - Diagrama de fases binário ideal para um elemento a -ativar a sinterização [7].

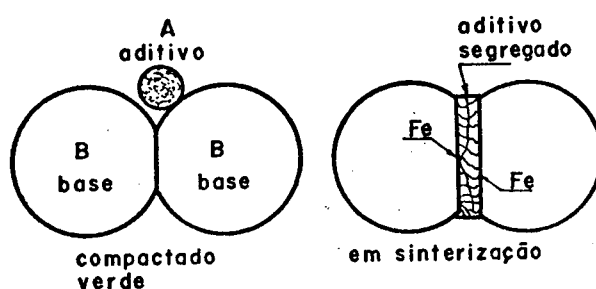


FIGURA 3.2 - Diagrama esquemático mostrando o efeito de ativação do aditivo que ao se escoar para o contato entre as partículas, intensifica a difusão [7].

zar-se para atingir a homogeneização necessária, os critérios acima não são aplicáveis na sua totalidade, devendo procurar uma solução intermediária de compromisso.

3.4. Formas de introdução dos elementos de liga na metalurgia do pó ferrosa

A otimização da cinética dos fenômenos que ocorrem durante a sinterização depende tanto dos parâmetros do processo quanto das características do material. A sinterização ativada introduz assim conceitos adicionais sobre o comportamento do compactado durante o processo, além dos efeitos tradicionais de tempo, temperatura, atmosfera, características dos pós, etc.

Dentro deste contexto, uma questão fundamental é a forma pela qual o elemento de liga é adicionado à mistura, sendo possível fazê-lo de várias maneiras:

- Sob a forma de pós elementares: Tem a grande vantagem de provocar o mínimo desgaste nas matrizes durante a compactação. A alta compressibilidade permite alcançar grandes valores de densidade verde. Há o inconveniente de não se alcançar uma homogeneização completa durante o processo;

- Sob a forma de pós pré-ligados: Onde cada partícula do pó tem a composição final da liga, não necessitando assim da homogeneização durante a sinterização. O alto desgaste que tais pós causam na matriz de compactação e a má compressibilidade restringem o seu uso industrial;

- Sob a forma de pós semi-ligados: São pós enriquecidos a-

penas na região superficial com o elemento de liga desejado. O processo de homogeneização é bastante acelerado por este enriquecimento superficial, pela eliminação da distribuição não uniforme resultante da mistura dos pós elementares sem prejudicar a compressibilidade como no caso anterior. Esta forma de introdução atualmente está experimentando um grande desenvolvimento industrial;

- Sob a forma de portadores de liga: Os elementos são adicionados à mistura sob a forma de ferro-ligas binários, ternários, ou ainda ligas complexas.

Pesquisas recentes levaram ao uso de portadores de liga complexas (ligas mestres), onde os elementos a serem adicionados ao pó de ferro são combinados numa pré-liga por fusão, a qual é reduzida a pó posteriormente. Estes portadores devem ter uma composição adequada, que levem a formação de fases que tenham fácil dissolução e beneficiem os processos de sinterização e homogeneização. De uma forma geral o portador é concebido de maneira que se possa explorar uma ou mais das seguintes vantagens:

- Dependendo das características do diagrama, as várias fases que se formariam por interdifusão dos componentes puros no decorrer do processo, não se formam mais com o uso do portador, pois esta interdifusão dos elementos adicionados ocorre durante a sua fabricação, fazendo com que os processos de difusão sejam somente no sentido de fortalecer os contatos entre as partículas e de formação de solução sólida com o ferro;

- A atividade química reduzida dos elementos diluídos no portador diminui as exigências impostas à pureza da atmosfera de sinterização;

- Possibilidade de ocorrência de "difusão conjunta" onde o elemento com coeficiente de difusão maior, acelera a difusão do elemento com menor difusividade;

- Possibilidade da formação de fase líquida transiente na sinterização. Para tanto, o portador deve formar com a matriz fases ou composições com linha sólidos inferior à temperatura de sinterização.

Assim é vantajoso que a composição da liga portadora apresente composição hipereutética em relação aos elementos de ligas [5].

O uso de elementos de liga na metalurgia do pó ferrosa proporciona pois, uma vasta gama de ligas e propriedades. Utilizando-se os seus efeitos "endurecedores" bastante conhecidos da metalurgia convencional, e as suas influências sobre a cinética do processo, o seu uso torna-se muito eficaz. Assim na escolha do elemento a ser utilizado, deve-se considerar todos estes aspectos, para se obter além do efeito ativador, o efeito de aumento de resistência por solução sólida e precipitação de segunda fase, ocorrendo um efeito final acumulativo.

4. FÓSFORO E MANGANÊS EM AÇOS SINTERIZADOS

4.1. Sistemas binários

4.1.1. Sistema Fe-P

O fósforo pertence ao grupo a)1 dos elementos de liga descrito anteriormente, sendo um forte estabilizante da fase α . Não se combina com o carbono, tendo este elemento, inclusive, forte influência na segregação do fósforo quando da solidificação.

A figura 4.1 mostra o diagrama de equilíbrio Fe-P [9].

Deve-se ressaltar o seguinte:

- A solubilidade máxima do P no ferro α é 2,8% (em peso) a 1050°C e no ferro γ é 0,2%;
- A solubilidade à temperatura ambiente é 0,0015% [6];
- Ocorre um eutético a 1050°C, sendo constituído de Fe- α e Fe₃P;
- Acima de 0,6% P não ocorre a formação da austenita;

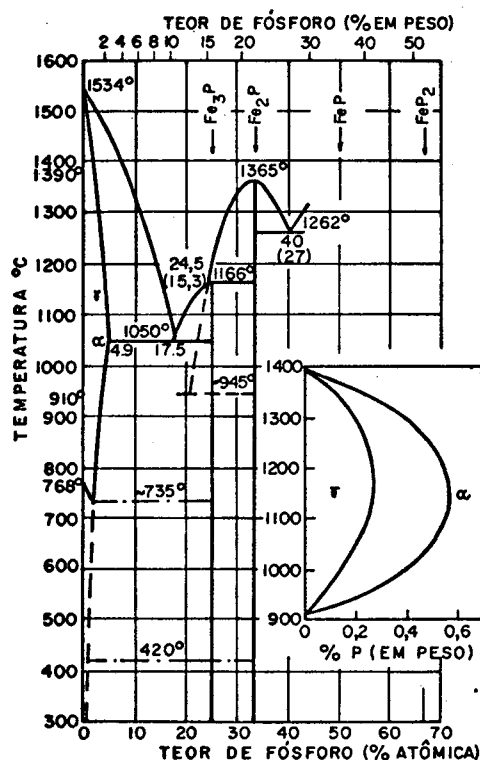


FIGURA 4.1 - Diagrama de fases Fe-P [9]

- Devido este elemento ser bastante eletronegativo em relação ao ferro [10], não há formação de soluções sólidas terminais, levando à existência de compostos intermediários bem definidos [12]:

- Fe₃P com 15,6% P, tendo estrutura tetragonal de corpo centrado com 24 átomos por célula unitária;
- Fe₂P com 21,6% P, sendo a estrutural hexagonal compacta com 9 átomos por célula unitária;

Existem ainda a formação de compostos mais ricos em fósforo como FeP e FeP₂, sem maior interesse neste estudo.

- Devido à larga faixa de separação das curvas liquidus e sólidas da figura 4.1 (que contornam a região bifásica ferro α + líquido), haverá a ocorrência de segregação do fósforo durante a solidificação [11] resultando em estrutura heterogênea com regi-

ões ricas deste elemento, bastante espalhadas entre si.

Além disto, em algumas ligas deste elemento foi observado ao microscópio, após o envelhecimento, a ocorrência de precipitados de Fe_3P [9, 12], sendo estas partículas bastante finas e incoerentes, levando a um efeito combinado de aumento de resistência por solução sólida e presença destes precipitados.

4.1.2. Sistema P-Mn

O sistema binário P-Mn, apresentado na figura 4.2, mostra o seguinte [9]:

- O manganês absorve, em solução sólida, grandes quantidades de fósforo;

- Ocorre um eutético à temperatura de 960°C com 7,9% P, constituído de cristais de Mn e Mn_3P ;

- Há a formação dos seguintes compostos intermediários:

- a) Mn_3P com 15,82% P, tendo estrutura tetragonal de corpo centrado;

- b) Mn_2P com 21,99% P, sendo a estrutura hexagonal compacta.

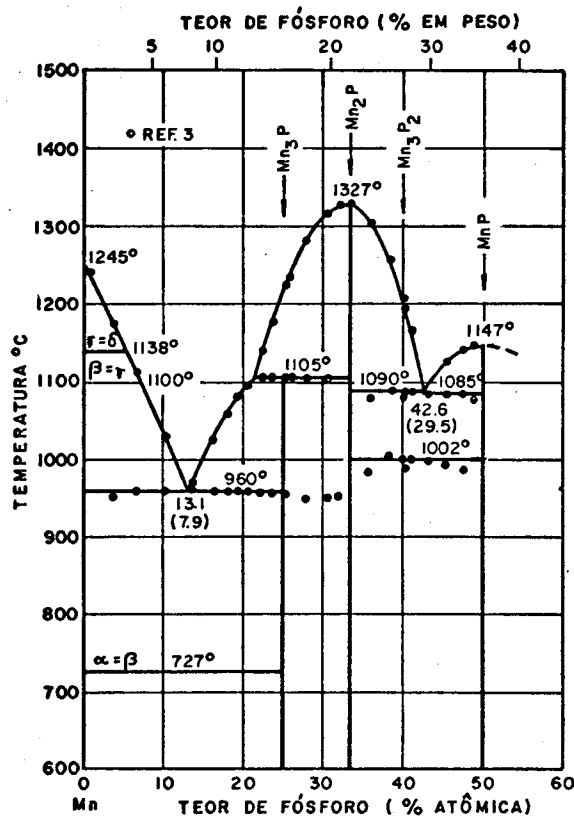


FIGURA 4.2 - Diagrama de fases fósforo - manganês [9]

4.1.3. Sistema Fe-Mn

O manganês é um elemento de liga estabilizador de austenita, pertencente ao grupo b) visto anteriormente. A sua tendência de formar carbonetos é ligeiramente superior ao ferro. Este elemento tem solubilidade ilimitada no ferro γ (Figura 4.3). A solubilidade na fase α é aproximadamente 10% à 246°C e 3% à temperatura ambiente [6], formando solução sólida substitucional. A sua dissolução no ferro tende a aumentar o parâmetro do reticulado (ver figura 4.4 e tabela II diante).

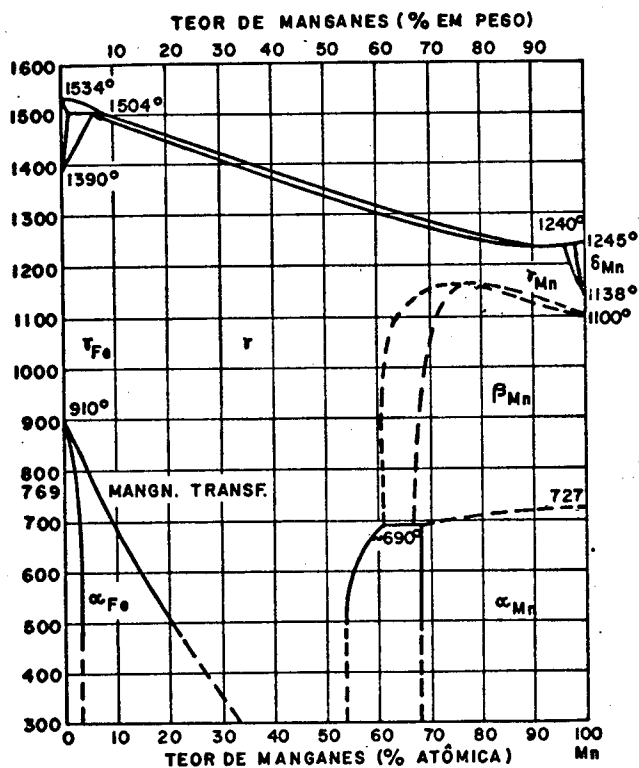


FIGURA 4.3 - Diagrama de fases ferro - manganês [9]

Assim como o vanádio, silício, alumínio e outros elementos, o manganês tem maior afinidade pelo oxigênio que o ferro, além de uma alta pressão de vapor.

A tabela I mostra as principais características destes dois elementos, no que diz respeito ao seu uso na fabricação de peças ferrosas [10, 13].

TABELA I - Coeficientes de difusão do fósforo e manganês no ferro.

SOLVENTE	SOLUTO	COEF. DE DIFUSÃO (cm ² /seg.)	T (°C)
Fe γ	Mn	10^{-12}	1000
	P	$3,6 \times 10^{-12}$	910
Fe α	Mn	$10^{-19,6}$	500
	P	$2,0 \times 10^{-10}$	910

4.2. Utilização de fósforo e manganês em aços sinterizados

4.2.1. Fósforo

Como já foi visto, devido ser bastante eletronegativo, o fósforo tem a tendência de formar compostos estáveis com o ferro, e além disto, em virtude do seu tamanho estar no limite favorável [10], a solução formada é do tipo substitucional, ocorrendo uma diminuição do parâmetro atômico do reticulado do ferro proporcional ao teor absorvido [14]. Este efeito, como o de outros elementos sobre o ferro pode ser visto na figura 4.4 e na tabela II.

Apesar do fósforo ser o elemento que tem maior influência na resistência mecânica do ferro, dentre os discutidos, além de apresentar baixo custo e conferir certa resistência à corrosão quando sob a forma de solução sólida, ele não é usado na fabricação de aços convencionais pela fragilização que acarreta, prin-

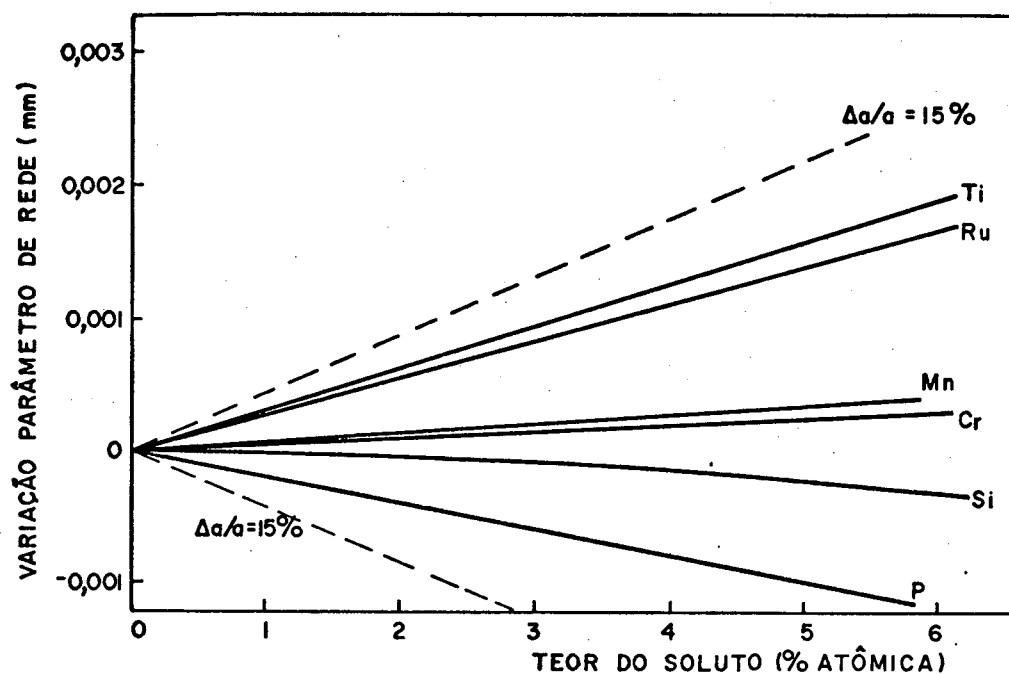


FIGURA 4.4 - Influência do teor de elementos de liga absorvido sobre o parâmetro atômico do ferro [14].

TABELA II - Influência dos elementos de liga sobre o parâmetro atômico do ferro

ELEMENTO DE LIGA	VARIAÇÃO DO PARÂMETRO ATÔMICO (\AA^0)
Si	$a_{\text{Fe}} - 0,0003 \cdot x \text{ (at\%Si)}$
P	$a_{\text{Fe}} - 0,001 \cdot x \text{ (at\%P)}$
Mn	$a_{\text{Fe}} + 0,0006 \cdot x \text{ (at\%Mn)}$

principalmente na presença de teores elevados de carbono. Isto porque ocorre segregação durante o resfriamento, resultando em uma estrutura heterogênea, onde as regiões ricas em fósforo ficam bastante afastadas entre si, e a sua difusividade não é suficientemente grande para uma homogeneização durante tratamentos térmicos posteriores.

Na metalurgia do pó, apesar do compactado verde também ser heterogêneo, as distâncias de difusão são bem menores que no lingote fundido [11] e uma considerável homogeneização poderá ser alcançada durante a sinterização, explicando assim o crescente uso do fósforo em aços sinterizados. Diversos autores [2, 11, 15, 16, 17] encontraram altos valores de resistência mecânica, combinados com alongamentos relativamente altos como mostra a figura 4.5.

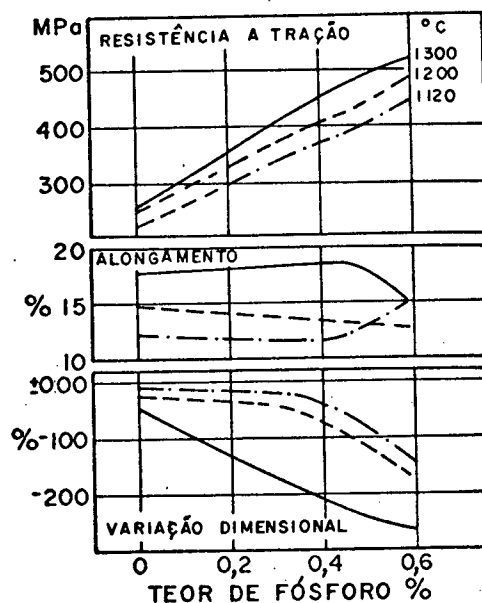


FIGURA 4.5 - Propriedades mecânicas do ferro ligado com fósforo [11]

A presença de um eutético a 1050°C no diagrama binário, possibilita a formação de fase líquida transiente durante a sinterização nas temperaturas industrialmente utilizadas, sendo esta a principal razão do uso cada vez maior do fósforo em aços sinterizados. O líquido formado que tem uma excelente molhabilidade [11, 18], distribui-se por capilaridade através do compactado, penetrando entre as partículas e/ou contornos de grão do ferro, tornando as distâncias de difusão ainda menores.

A medida que ocorre a inter-difusão entre as partículas de ferro e o líquido, ocorre precipitação de ferro α saturado de fósforo conforme o diagrama de equilíbrio. Quando toda a fase líquida desaparece o fósforo continua a se difundir no estado sólido, a partir de regiões ferríticas para o interior de grãos austeníticos por difusão volumétrica e de contorno de grão. Devido ao forte efeito estabilizante da ferrita, onde a difusividade é cerca de 100 vezes aquela da austenita, a taxa de transporte de material na presença do fósforo é bem maior que no ferro puro, completamente austenítico nestas temperaturas.

O volume da fase líquida não deve ser excessivo para não comprometer a geometria da peça sinterizada.

O fósforo ainda é usado na forma de Fe_3P como "aditivo" da sinterização, em quantidades bastante pequenas. A melhoria das propriedades é devido à ativação do processo não ocorrendo a formação de liga.

Devido aos vários fatores vistos acima que ativam a difusão levando a altas taxas de sinterização, ocorrerá grande encolhimento durante o processo, sendo proporcional ao teor adicionado, tempo e temperatura de sinterização. Apesar de resultarem boas

propriedades mecânicas, o controle dimensional torna-se difícil, sendo preciso adicionar outros elementos juntamente com o fósforo, que não alterem a essência da ativação do processo nem piorem as propriedades finais, principalmente o alongamento.

O fósforo é, portanto, um elemento com enorme potencial na metalurgia do pó. Consegue-se atingir boas propriedades mecânicas com temperaturas de sinterização relativamente baixas.

4.2.2. Manganês

O manganês é um elemento de liga com ampla utilização na metalurgia convencional devido ao seu baixo preço aliado às melhorias de propriedades mecânicas conferidas.

Contudo, devido a sua elevada afinidade pelo oxigênio (exigindo atmosfera de pureza elevada) que leva a sua introdução sempre sob forma de ligas, e a sua alta pressão de vapor que implica em perda por evaporação para a atmosfera de sinterização, o uso deste elemento não é tão intenso em metalurgia do pó.

Recentemente numerosas pesquisas vem sendo realizadas no sentido de introduzir este elemento sob a forma de um portador de liga adequado [18] além da sua utilização na forma de Fe-Mn e Fe-Mn-C. Algumas publicações [19] relatam também o uso do manganês eletrolítico ligado ao ferro, onde foram obtidas propriedades mecânicas ainda superiores.

A tabela III mostra as propriedades mecânicas do ferro ligado ao manganês [19].

O manganês é assim, apesar destas características que en-

TABELA III - Propriedades mecânicas da liga ferro-manganês para teores crescentes de manganês, adicionado sob a forma de Fe-Mn.

% Mn	σ_r [MP _a]	A [%]	HB (kgf/mm ²)	$\Delta l/l_0$, [%]
2	340	10,0	47	- 0,06
4	530	4,0	78	+ 0,28
6	650	4,0	86	+ 0,78

Temperatura de sinterização = 1200°C

Tempo = 100 minutos

carecem o processo, um elemento muito interessante para sinterização do ferro, pela possibilidade de melhorar as propriedades mecânicas por solução sólida, além do seu custo ser relativamente baixo. Os inconvenientes podem ser superados introduzindo-o na forma de um portador adequado.

4.3. Conclusão

As propriedades finais de um produto sinterizado são determinadas principalmente pela densidade alcançada. Utilizando pressão de compactação, tempo e temperatura de sinterização nas faixas usuais da indústria, a maneira mais econômica de se melhorar estas propriedades é o uso de elementos de liga, os quais como visto, poderão ter simultaneamente efeitos de ativação do processo e formação de solução sólida e/ou compostos intermediários.

Assim os elementos fósforo e manganês têm várias razões para serem utilizados na metalurgia do pó ferrosa, tanto do ponto de vista tecnológico quanto econômico. A combinação dos seus efeitos poderá proporcionar boas propriedades finais e condições que favoreçam a homogeneização durante o processo à temperaturas de sinterização industriais.

5. MATÉRIA PRIMA E METODOLOGIA UTILIZADA NO TRABALHO EXPERIMENTAL

5.1. Desenvolvimento do portador ternário Fe-P-Mn

Com intuito de desenvolver um aço estrutural de boas propriedades mecânicas e ainda estudar a influência de diversas formas de introdução de elementos de liga sobre a sinterização, chegou-se ao fósforo e manganês para combinados ao ferro fabricar uma liga ternária (MP), pelas seguintes razões:

- O diagrama Fe-P é bastante semelhante àquele diagrama ideal para um "ativador" da sinterização;

- O fósforo forma compostos bastante semelhantes com o ferro e com o manganês, o que evita a segregação de um elemento devido a presença do outro;

- Tanto o diagrama de fases Fe-P, quanto o diagrama Mn-P têm ponto eutético à temperaturas inferiores àquelas normalmente usadas na sinterização, propiciando a ocorrência de fase líquida durante o processo;

- O fósforo é um forte estabilizante da ferrita e tem coe-

ficientes de difusão bem maiores que o manganês, o que faz com que a difusão no estado sólido se dê sempre de regiões ricas em fósforo (ferríticas) para o interior do grão (austenítico). Devido a esta difusão conjunta, o manganês se difundirá mais rapidamente do que na ausência deste efeito:

- O manganês tem a sua atividade química reduzida por se encontrar combinado com o ferro e fósforo;
- Baixo custo dos dois elementos.

5.2. Matéria prima

5.2.1. Ferro

Utilizou-se o pó de ferro ASC 100.29 fabricado por atomização pela Cia Höganäs (Suécia). É um pó de alta compressibilidade e tem uma superfície específica de $25 \text{ m}^2/\text{Kg}$. A tabela IV mostra a distribuição de tamanho de suas partículas [5].

TABELA IV - Granulometria do pó de ferro ASC 100.29

Granulometria (μm)	% (em peso)
230	0
200	1
152	10
44	10 a 30
< 44	balanço

5.2.2. Ferro-fósforo (FeP)

Fornecido em forma de "pedras" pela Dimetal, contendo 19,9% (em peso) de fósforo, é constituído de cristais de ferro α e Fe_2P . Foi transformado em pó através da quebra e moagem mecânica até atingir um tamanho de partícula $\leq 44 \mu\text{m}$.

5.2.3. Ferro-manganês (FeMn)

O ferro-manganês utilizado foi fornecido pela Gesellschaft für Elektro-Metallurgie Nürnberg, Alemanha. Utilizou-se uma fração com tamanho de partícula menor que $40 \mu\text{m}$ separada por peneiramento.

5.2.4. Cobre e carbono

O pó de cobre (PAM 1) foi produzido e fornecido pela Metalpó, sendo posteriormente moído até atingir tamanho de partícula $\leq 44 \mu\text{m}$.

Para a adição do carbono utilizou-se grafita UF_2 que apresenta uma granulometria de $2 \mu\text{m}$.

5.2.5. Portador ternário MP

O portador MP foi obtido através da pesagem e mistura dos portadores binários FeP e FeMn em proporções adequadas para obter-se a composição final desejada (ver tabela V). Foi então fun-

dido a uma temperatura de 1200°C sob vácuo. Posteriormente os ta-
rugos obtidos foram transformados em pó através da quebra e moa -
gem resultando em partículas com tamanho inferior a $44\text{ }\mu\text{m}$. A figu-
ra 5.1 mostra a microestrutura deste portador, onde vê-se a exis-
tência de duas fases: a matriz e uma segunda fase na forma de la-
melas bastante semelhante ao eutético fosforoso. Nesta segunda
fase, de acordo com análises semi-quantitativas em micro-sonda, a
concentração de manganês e fósforo chega a ser o dobro e o triplo
respectivamente, em relação à matriz. A figura 5.2 mostra o resul-
tado obtido na análise. Por comprimento de onda (micro-sonda) de
fósforo, a figura 5.3 mostra o perfil de concentração do manganês
no portador MP, onde é claro a maior concentração destes elemen-
tos na fase em forma de lamelas.



FIGURA 5.1 - Microestrutura do portador MP no estado bruto de fusão.

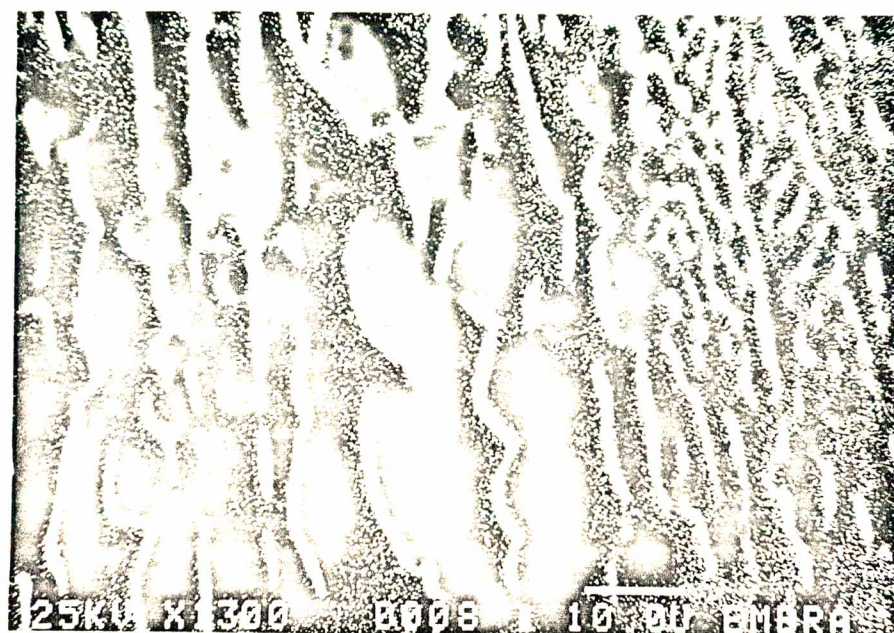


FIGURA 5.2 - Imagens de raios X do fósforo no portador MP.



FIGURA 5.3 - Perfil de concentração do manganês no portador MP.

A tabela V apresenta a composição química dos pós metálicos utilizados.

TABELA V - Composição química da matéria prima utilizada.

PÓS METÁLICOS	COMPOSIÇÃO		QUÍMICA %		(em peso)	
	Fe	P	Mn	C	Si	O
ASC 100.29	99,70	0,01	0,05	0,01	0,02	0,15
FeP	79,73	19,9	0,05	0,22	0,08	-
FeMn	13,59	0,12	84,70	0,11	0,97	0,51
MP	56,53	12,66	30,57	0,18	0,05	-

5.3. Procedimento experimental

Os pós foram pesados nas composições pré-determinadas, e misturados durante 60 minutos em um misturador em Y, a uma rotação de 50 RPM.

Para o estudo do comportamento durante a sinterização foram realizados ensaios dilatométricos no ferro puro e em ligas Fe-FeP, Fe-FeMn, Fe-FeP-FeMn e Fe-MP em proporções tais que os teores de P e Mn mantiveram-se constantes. Utilizou-se corpos de provas de 10,0 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento, compactados a uma pressão de 600 MPa em uma matriz bipartida de dupla ação. A sinterização realizou-se a 1160°C por duas horas, sob atmosfera de hidrogênio, em um dilatômetro 402E-NETZSCH GERATEBAU GmbH, a uma velocidade de aquecimento de 10°C/min.

Os corpos de prova utilizados para a determinação das propriedades mecânicas também foram compactados a uma pressão de 600 MPa, utilizando-se estearato de zinco na lubrificação das paredes da matriz de dupla ação usada conforme norma ISO 2740, atingindo densidade verde de 6,9 a 7,0 g/cm³. A subsequente sinterização realizou-se a 1160°C por duas horas em atmosfera de H₂ (mesmas condições anteriores) em um forno com tubo de Al₂O₃ (Figura 5.4). Foram usadas temperaturas de 1120 e 1200°C para a verificação da sua influência sobre a sinterização. A figura 5.5 mostra os ciclos térmicos destas sinterizações.

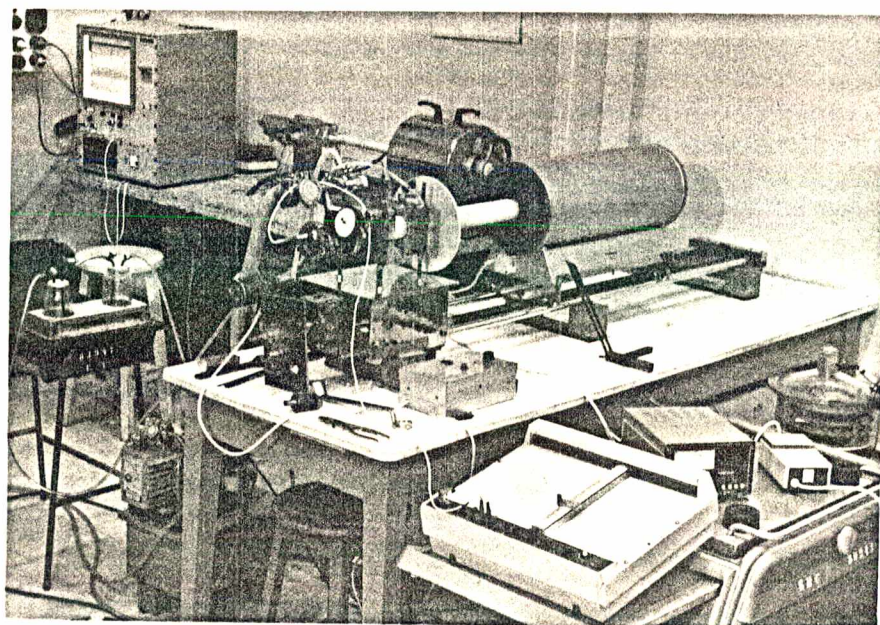


FIGURA 5.4 - Forno de sinterização com tubo de Al₂O₃.

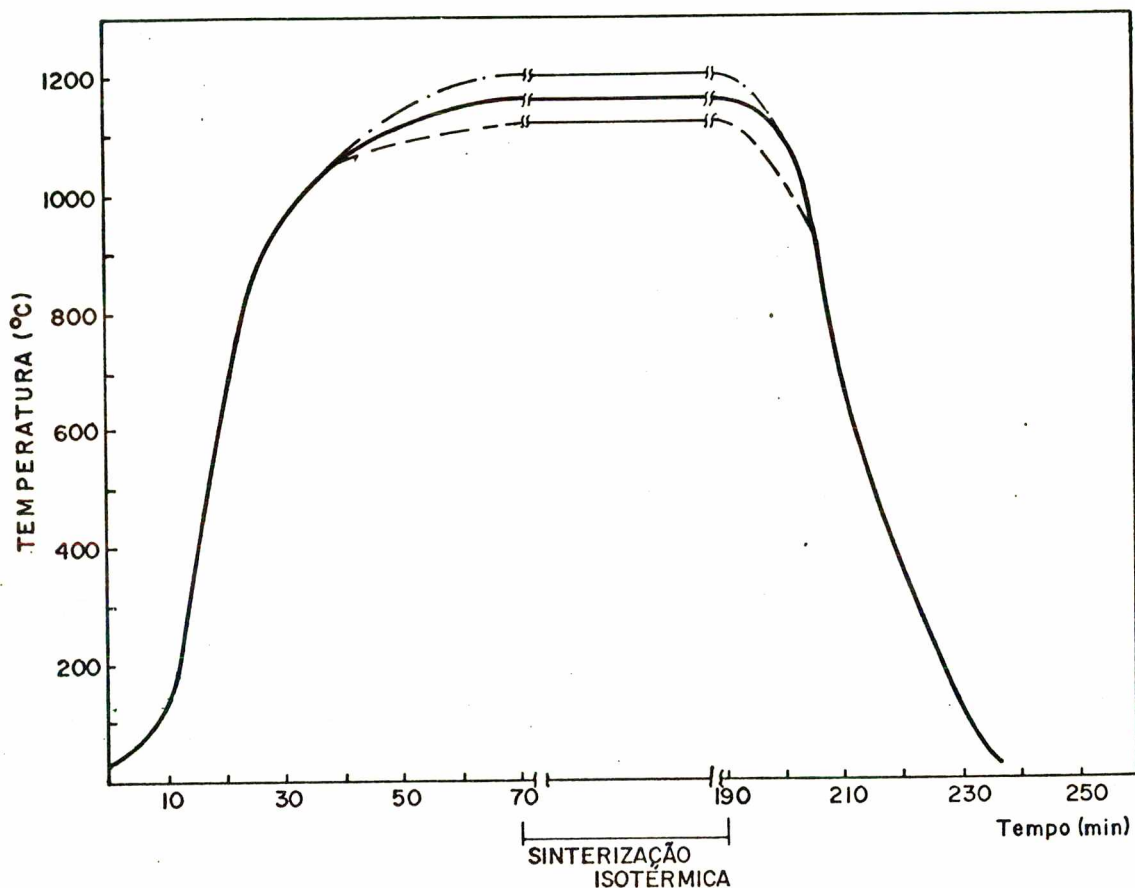


FIGURA 5.5 - Ciclo térmico das sinterizações.

A tabela VI apresenta os valores obtidos na determinação das densidades dos corpos de provas após a sinterização.

Os ensaios de tração foram realizados segundo norma ISO/R 190, em uma máquina universal ZV10.

As medidas de dureza foram realizadas pelo método Vickers (HV 10) conforme norma ISO/R 81, em uma máquina HPO 250.

TABELA VI - Densidade dos corpos de provas sinterizados.

MATERIAL	DENSIDADE (g/cm ³)	TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO
Fe	7,17	1160
Fe+2MP	7,19	1160
Fe+4MP	7,20	1160
Fe+6MP	7,23	1160
Fe+8MP	7,25	1160
Fe+4MP	7,18	1120
Fe+4MP	7,24	1200

A densidade foi medida pelo princípio de Arquimedes de acordo com a norma ISO 2738, para materiais metálicos sinterizados permeáveis, utilizando uma balança analítica de precisão SARTORIUS, conforme a equação (2).

Os corpos de prova antes de serem pesados na água foram impregnados com parafina fundida à temperatura de aproximadamente 80°C.

$$\rho = \frac{m_1 \times \rho_w}{m_2 - m_3} \quad (2)$$

onde ρ = densidade obtida

m_1 = massa do C.P. no ar

m_2 = massa do C.P. no ar
após impregnação

m_3 = massa do C.P. na água
após impregnação

ρ_w = densidade da água

A medida do alongamento foi determinada pela diferença existente entre os traços de 25 mm, marcados nos corpos de provas antes de serem tracionados e após a sua ruptura, segundo a equação (3).

$$\text{Alongamento (\%)} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (3)$$

onde $L_o = 25 \text{ mm}$

L_f = comprimento entre traços após a ruptura

A variação dimensional durante a sinterização foi obtida pela diferença no comprimento entre os corpos de provas verdes e sinterizados, conforme equação (4).

$$\frac{\Delta l}{l_o} (\%) = \frac{l_f - l_o}{l_o} \times 100 \quad (4)$$

onde l_o = comprimento do C.P. verde

l_f = comprimento do C.P. sinterizado

Para análise das microestruturas, utilizou-se um microscópio Carl Zeiss Neophot 21, sendo as amostras atacadas com nital 2%.

6. APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

6.1. Introdução

A micro-estrutura de aços sinterizados, em consequência do processo de fabricação, apresenta um novo micro-constituente, o poro, cuja quantidade relativa, tamanho e forma influenciam determinantemente as características mecânicas. Quando se sinteriza compactados de mistura de pós, a liga propriamente dita se forma durante o processo de sinterização por interdifusão dos componentes. O estado de interdifusão alcançado, ou seja a homogeneização, apresenta ao lado dos elementos de liga integrantes, importância fundamental na formação da micro-estrutura do produto final. Os parâmetros temperatura, tempo e atmosfera de sinterização exercem influência direta tanto sobre a evolução da porosidade como sobre o processo de homogeneização do compactado. A composição química, entretanto, tem sua influência sobre o produto intimamente ligada à forma pela qual são introduzidos os elementos de liga na mistura, pois as fases presentes nesta, estabelecem o comportamento cinético do compactado na sinterização, como

ficou evidenciado nos capítulos 2 e 3.

Para averiguar quantitativamente a influência da forma de introdução do manganês e fósforo ao ferro, foram compactados e sinterizados corpos de prova para ensaios dilatométricos e ensaios de tração, sob as mesmas condições, utilizando-se como portadores de liga ferromanganês, ferrofósforo e a liga ternária MP, de produção própria (capítulo 5). A influência da temperatura de sinterização e da adição de pequenos teores de cobre e carbono às ligas Fe-Mn-P também foi estudada neste trabalho, e uma síntese dos resultados obtidos é apresentada a seguir.

6.2. Estudo da sinterização e homogeneização dos compactados

A figura 6.1 mostra a variação dimensional durante o aquecimento e sinterização isotérmica de compactados de ferro (curva 1), Fe-FeMn (curva 2) e Fe-FeP (curva 3).

A curva 1 apresenta o comportamento já bastante conhecido do ferro puro durante a sinterização, com a expansão térmica e variação dimensional durante a transformação $\alpha - \gamma$ normais, e um encolhimento suave durante o período isotérmico.

O compactado de Fe-FeMn (1,3%Mn) apresenta maior expansão que o ferro puro durante o aquecimento (curva 2) devido a separação parcial dos contatos como consequência das tensões causadas pelo maior coeficiente de dilatação térmica das partículas do portador de liga [5]. A temperatura de transformação $\alpha - \gamma$ ligeiramente inferior é resultado da interdifusão já desencadeada entre as partículas de ferro e ferro-manganês, já que este elemento de liga é estabilizador de austenita. Durante o período isotérmico

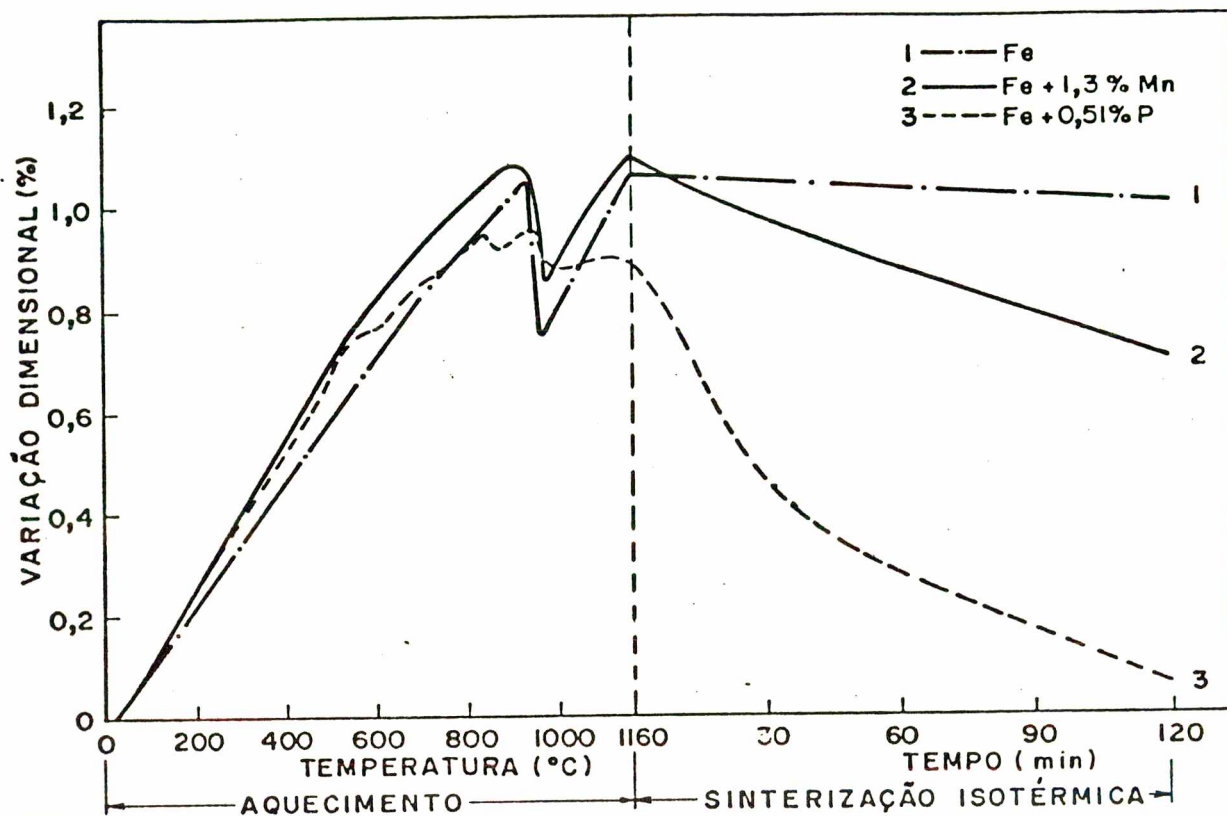


FIGURA 6.1 - Variação dimensional ($\Delta l/l_0$) durante o aquecimento e sinterização isotérmica.

co, o encolhimento bem mais pronunciado é originado pela maior ativação do processo devido ao gradiente de concentração e pela contribuição efetiva do mecanismo de evaporação e recôndensação para o transporte de matéria já que o manganês tem pressão de vapor muito elevada.

A liga Fe-FeP (0,51%P), curva 3, quando comparada ao ferro puro, apresenta maior expansão durante o aquecimento (pelas mesmas razões anteriores) até pouco mais de 500°C, quando então a situação é invertida. O portador FeP durante a progressiva difusão de fósforo para as partículas de ferro, e vice-versa, leva a

transformação de Fe_2P em Fe_3P , sendo que este último composto apresenta um menor volume específico. Além disto, esta menor expansão e inclusive o "pico de encolhimento" apresentado em torno de 850°C são resultados da redução no parâmetro de rede do ferro quando da sua dissolução. Devido ao fósforo ser um forte estabilizante da ferrita, a transformação $\alpha - \gamma$ é bastante inibida. A alta taxa de encolhimento verificada ainda na fase do aquecimento (a partir de aproximadamente 1000°C) se deve à formação de fase líquida transiente e a sinterização na fase α do ferro. A taxa de encolhimento diminui sucessivamente durante o período isotérmico à medida que reduz a força motora do processo, mas é ainda maior que no ferro puro devido à presença de ferro - α em grandes extensões no compactado. A fase líquida que se solidifica gradativamente devido ao enriquecimento com ferro, parece estender-se apenas à fase inicial do estágio isotérmico.

Ao adicionar-se o manganês e fósforo simultaneamente ao ferro, sob a forma de Fe-FeP-FeMn (curva 5, figura 6.2) os fenômenos discutidos acima ocorrem paralelamente, além de uma interdifusão entre FeP e FeMn, levando a uma variação dimensional intermediária a das ligas binárias. O manganês tende a contrabalançar o efeito do fósforo diminuindo o volume de ferrita presente durante a sinterização o que ocasiona o menor encolhimento, quando comparado com a curva 3 (Fe-FeP). No aquecimento (até aproximadamente 800°C), como os efeitos verificados nos portadores binários são similares, há uma maior expansão que a apresentada pelas ligas binárias. A presença do manganês não inibe a formação de fase líquida transiente, mas diminui apenas a extensão das regiões ferríticas, se comparado com a liga binária Fe + FeP. Por isto a taxa de encolhimento, embora menor, ainda é bastante ele-

vada na fase final do aquecimento e início do período isotérmico.

A micro-estrutura do Fe-FeP (figura 6.3a) mostra porosidade total menor e uma maior tendência ao arredondamento dos poros, se comparada à liga Fe-FeP-FeMn (figura 6.3b), o que concorda com o exposto anteriormente.

A adição de fósforo e manganês ao ferro através do portador ternário MP, apresenta o comportamento dimensional durante a sinterização visto na figura 6.4 (curva 4). Os processos de sinterização e homogeneização são favorecidos pelo surgimento de fase líquida transiente em maior quantidade, além das vantagens do efeito da "difusão conjunta" [3, 4, 5], da eliminação da etapa de interdifusão entre manganês e fósforo e conseqüente formação "in situ" de fases entre estes, já presentes no portador.

Durante o aquecimento a curva da liga Fe-4MP (curva 4, figura 6.4) apresenta comportamento bastante semelhante àquela dos portadores binários (curva 5) até uma temperatura em torno de 500°C, onde a expansão já é menor acentuada, como conseqüência da maior difusão exposta anteriormente. O comportamento aproxima-se então ao da curva correspondente ao Fe-FeP (curva 3, figura 6.1), onde permanece o pico de encolhimento por volta dos 800°C e intensifica-se aquele correspondente à 600°C. Assim a presença do manganês quando no portador ternário, leva ao fortalecimento dos picos de encolhimento, já ocorridos na liga Fe-FeP. Este efeito é provavelmente, devido à decomposição do Mn_2P em Mn_3P (similar à ocorrida quando da transformação do Fe_2P em Fe_3P), conseqüência da gradativa homogeneização. As figuras 6.5a e 6.5b mostram a variação dimensional mediante sinterização isotérmica de Fe + 4% MP, nas temperaturas correspondentes aos dois picos de encolhimento

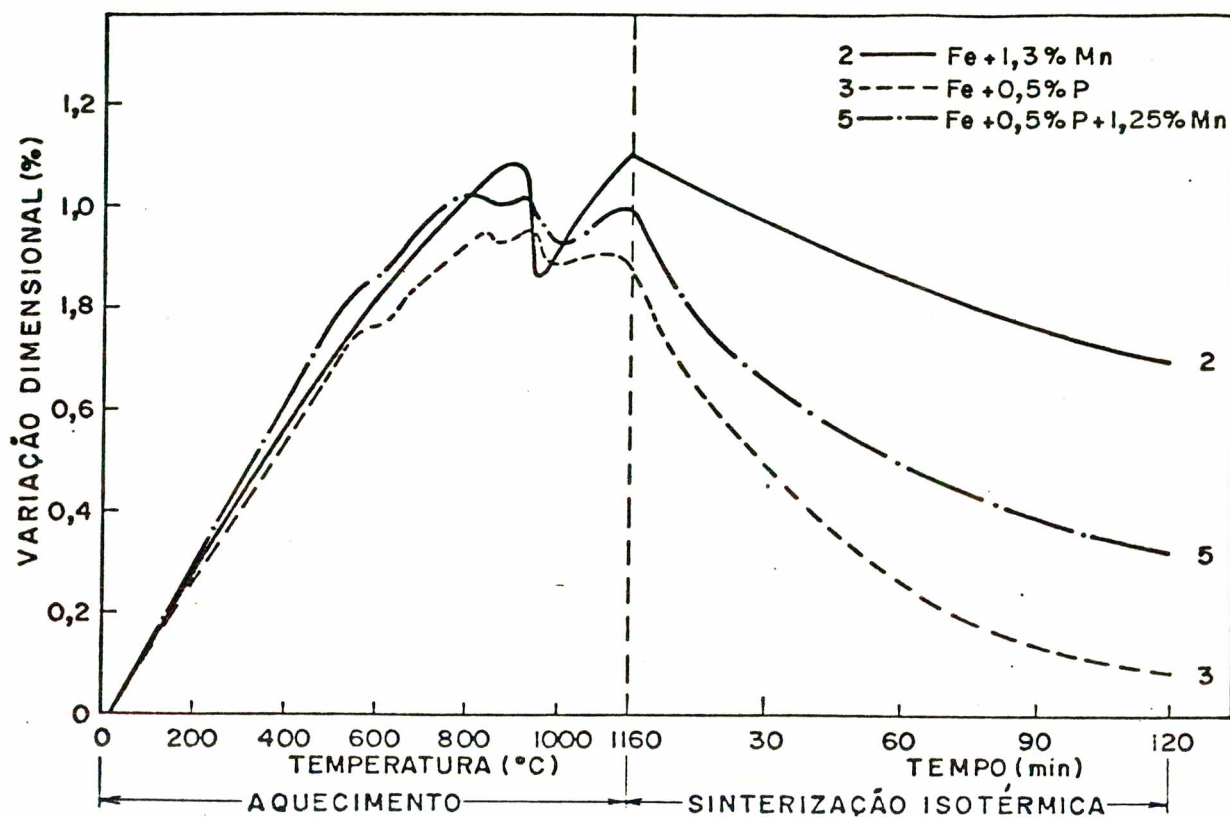


FIGURA 6.2 - Variação dimensional ($\Delta l/l_0$) durante o aquecimento e sinterização isotérmica.

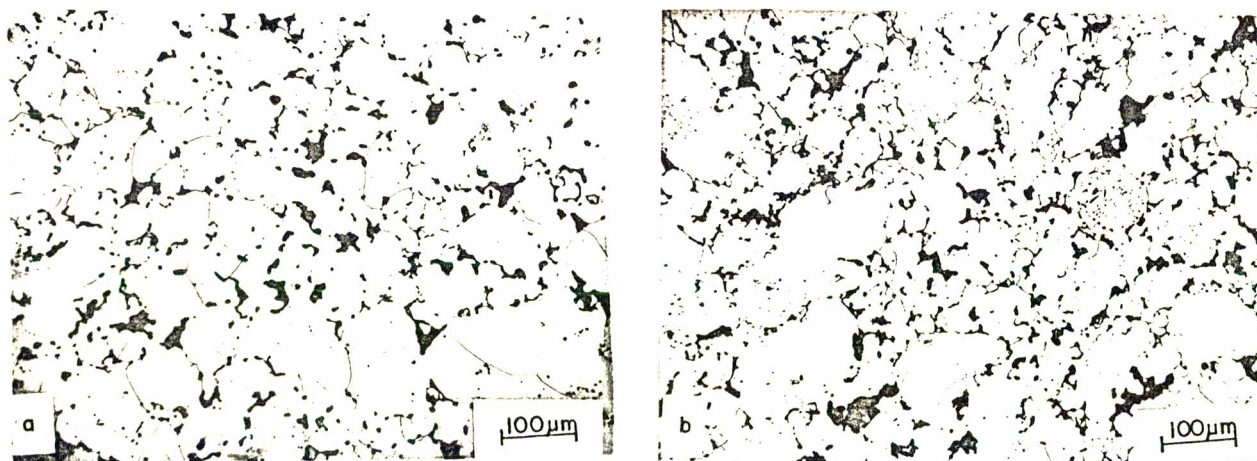


FIGURA 6.3 - Micro-estrutura das ligas:

a) Fe-FeP (Fe + 0,51%P);

b) Fe-FeP-FeMn (Fe + 0,51% + 1,33% Mn)

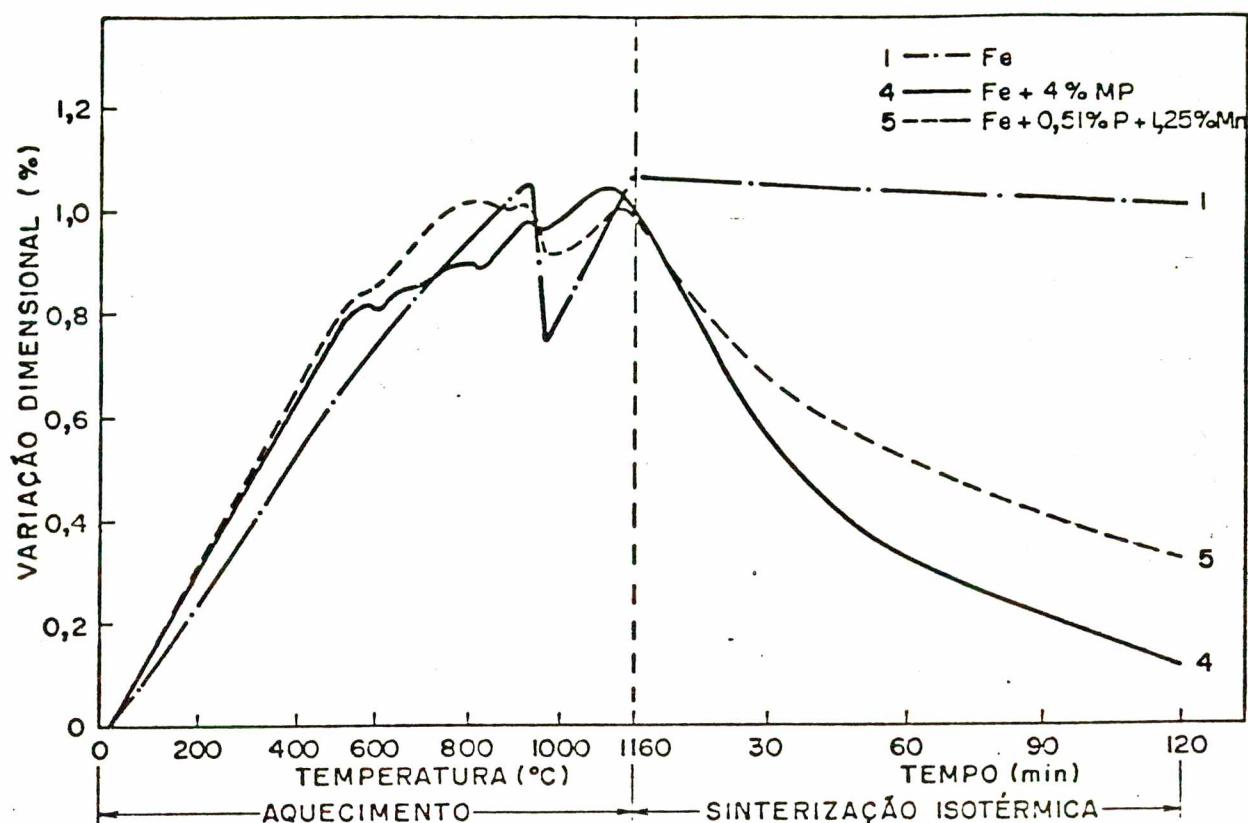


FIGURA 6.4 - Variação dimensional ($\Delta l/l_0$) durante o aquecimento e sinterização isotérmica.

citadas (600 a 800°C).

Como o encolhimento é função do tempo fica evidenciado tratar-se de um processo controlado por difusão o que fortalece a hipótese levantada, isto é, transformação de fase nas partículas do portador devido à evolução do processo de homogeneização.

A figura 6.6 mostra a micro-estrutura da liga Fe-MP aquecida a 620°C e resfriada subsequentemente (figura 6.6a) ou mantida por duas horas nesta temperatura (figura 6.6b). Em ambos os casos as partículas individuais apresentam-se completamente nítidas, não havendo praticamente redução de porosidade pelas baixas

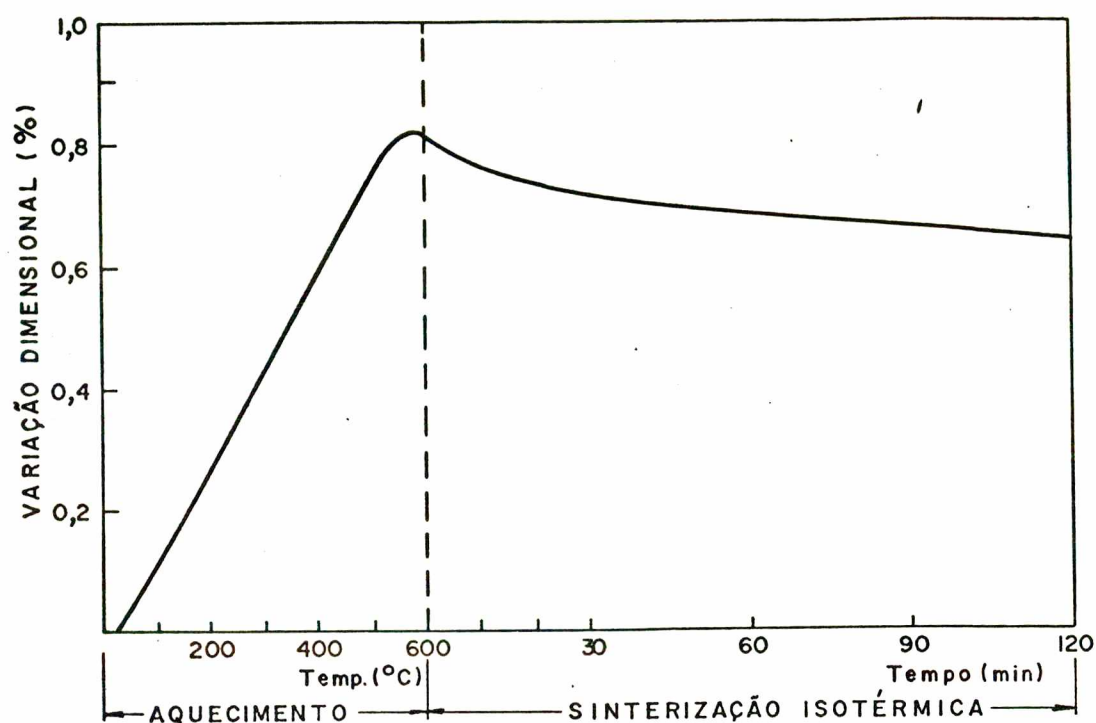


FIGURA 6.5a - Variação dimensional ($\Delta l/l_0$) da liga Fe + 4%MP durante o aquecimento e sinterização isotérmica à 620°C.

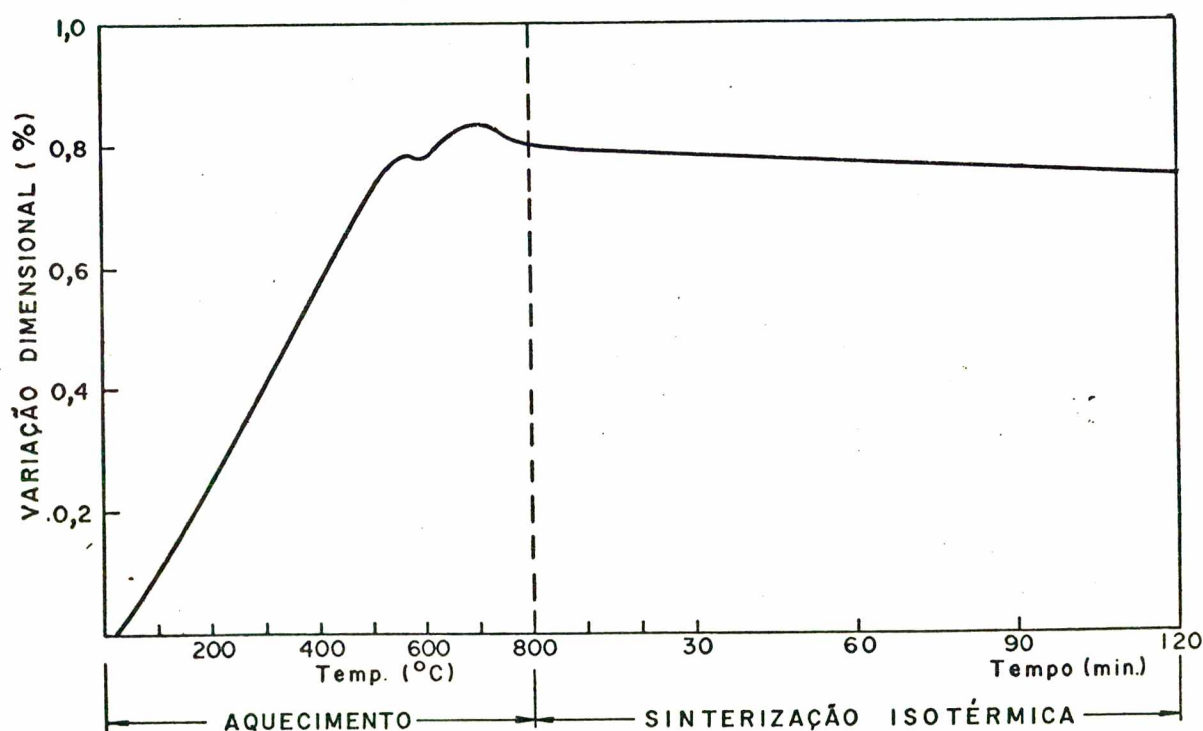


FIGURA 6.5b - Variação dimensional ($\Delta l/l_0$) da liga Fe + 4%MP durante o aquecimento e sinterização isotérmica à 800°C.

temperaturas de ensaio. Observa-se ainda a presença de precipitados (que provavelmente são Fe_3P , Mn_3P ou $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{P}$), principalmente no 2º caso, havendo uma clara tendência de ocorrerem junto aos contornos de grão.

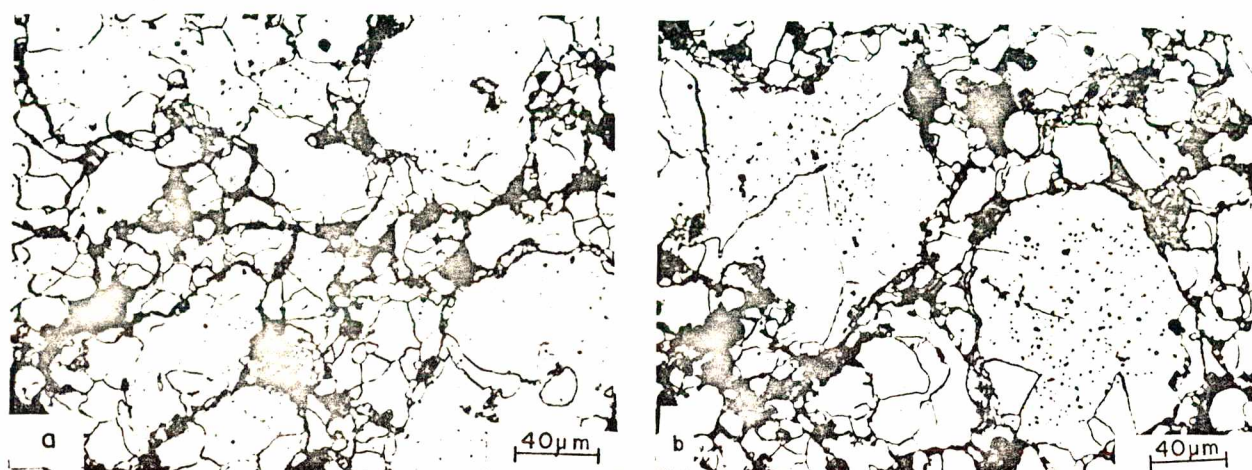


FIGURA 6.6 - Evolução da micro-estrutura da liga Fe + 4%MP, na região do aquecimento:

a) 1 minuto à 620°C

b) 2 horas à 620°C

A transformação $\alpha - \gamma$ na liga do portador MP é menos pronunciada que as apresentadas pelos portadores binários, uma vez que o fósforo e manganês encontram-se sempre na mesma região, já que percorrem o mesmo caminho no processo de homogeneização, enquanto nos demais casos isto não ocorre devido a própria natureza da mistura, podendo haver regiões ricas em manganês e outras ricas em fósforo neste estágio da homogeneização. A partir desta transformação, ocorre aparentemente um menor encolhimento com o portador MP, até o início da sinterização isotérmica, tanto pelo retardamento da formação da fase líquida quanto pela maior inibição da transformação $\alpha - \gamma$. A figura 6.7 apresenta esquemática-

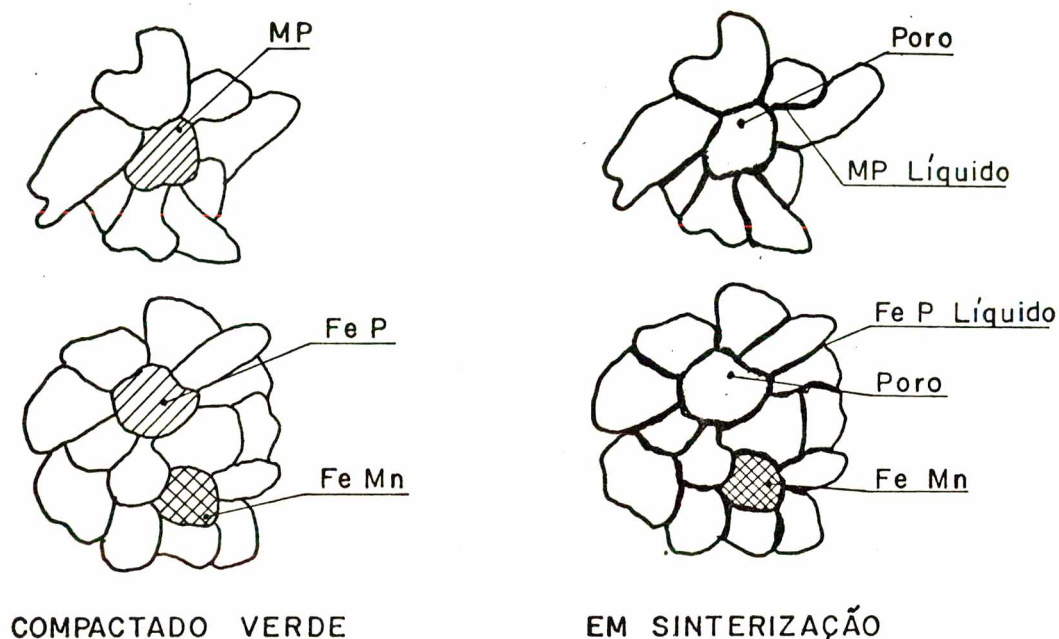


FIGURA 6.7 - Representação esquemática do comportamento do P e Mn durante a sinterização sob diferentes formas de adição.

mente este comportamento distinto dos elementos fósforo e manganês durante a sinterização, conforme a maneira de introduzi-los à mistura.

Assim enquanto o portador ternário MP apresenta fase líquida transiente de composição ternária definida, a amostra resultante do uso dos portadores binários, apresenta fase líquida de composição variável, desde binária Fe-P até ternária de várias composições, de acordo com a posição no compactado.

A figura 6.8 mostra a micro-estrutura da liga Fe + 4%MP aquecida a 1120°C e resfriada em seguida. As partículas da matriz (ferro) ainda não perderam sua individualidade, mas as partículas

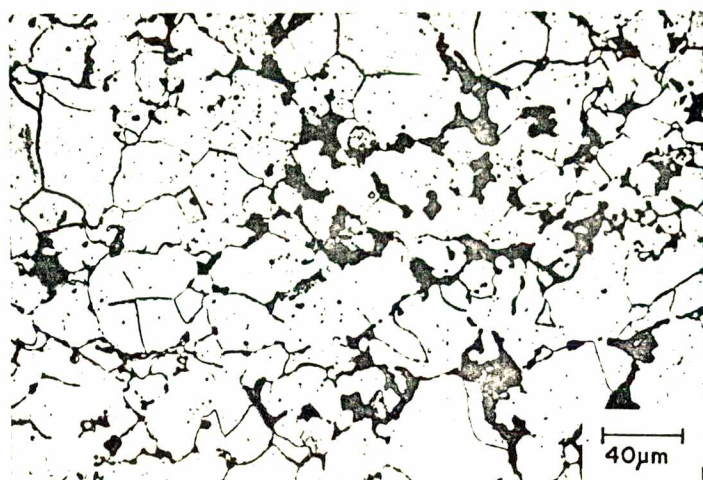


FIGURA 6.8 - Micro-estrutura da liga Fe + 4%MP aquecida a 1120°C e imediatamente resfriada ($60^{\circ}\text{C}/\text{min}$).

do portador desapareceram parcialmente dando origem à camadas entre as partículas de ferro, devido o início de formação de fase líquida a partir do portador. As figuras 6.9a e 6.9b apresentam o perfil de concentração dos elementos fósforo e manganês respectivamente, mostrando que as camadas citadas acima são bastante ricas nestes elementos de liga.

6.3. Propriedades mecânicas de aços sinterizados ligados ao Mn e P

A figura 6.10 apresenta, além do encolhimento total na sinterização, a dureza, a resistência à tração e o alongamento de aços sinterizados ligados ao manganês e fósforo, em função da percentagem do portador MP misturado ao pó de ferro.

O encolhimento das amostras tem um crescimento aproximadamente linear em função do teor de MP. Isto se deve naturalmente

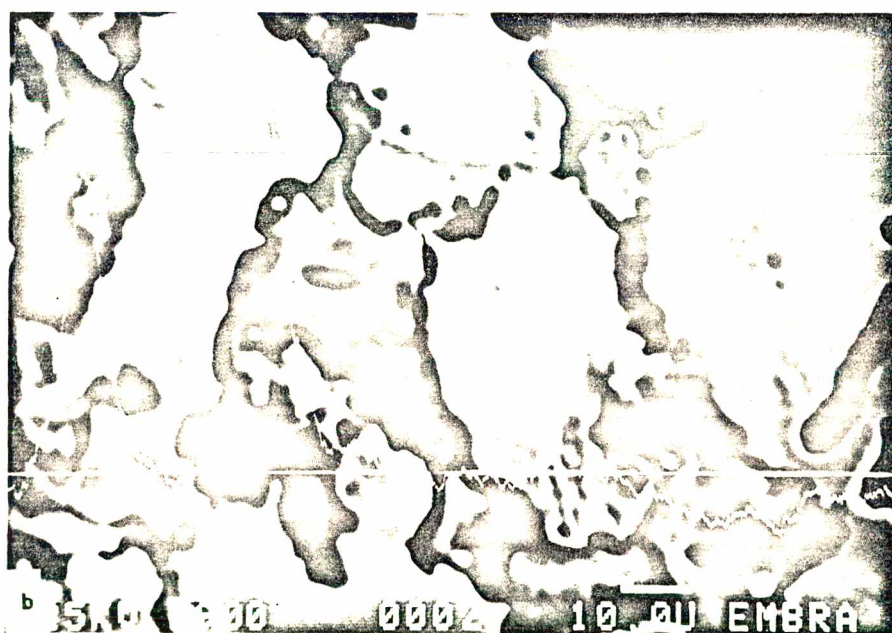


FIGURA 6.9 - Perfil de concentração dos elementos fósforo e manganês nas micro-estrutura da figura 6.8.

6.9a - Fósforo

6.9b - Manganês

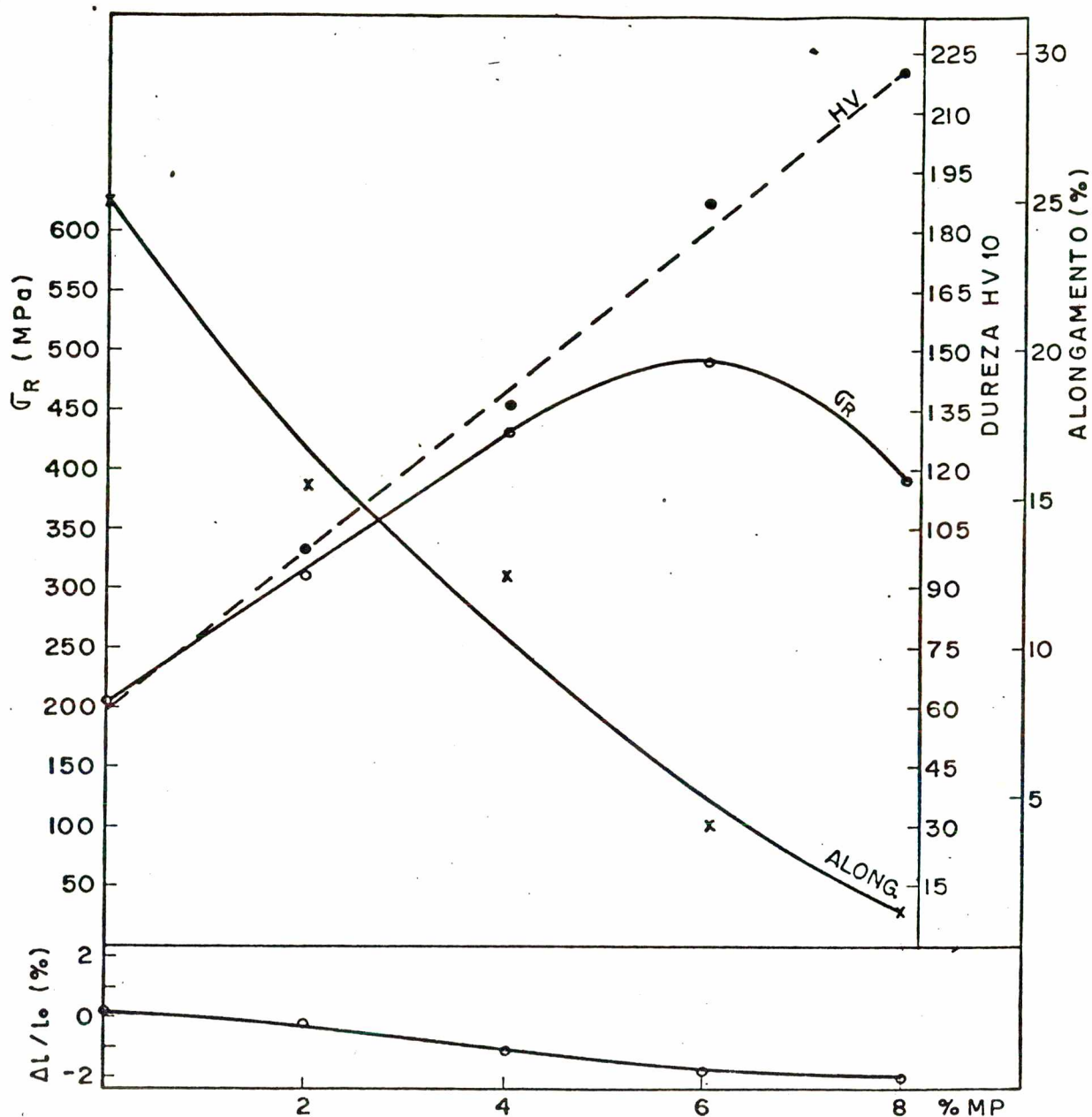


FIGURA 6.10 - Propriedades mecânicas em função do teor de MP adicionado.

à crescente estabilização da estrutura α do ferro na temperatura de sinterização em virtude dos crescentes teores de fósforo, bem como uma ativação natural do processo de sinterização pelo gradiente químico e formação de fase líquida transiente em quantidades

crescentes. A dureza cresce linearmente com o teor de liga e consequentemente o alongamento diminui. A resistência à tração apresenta um máximo para 6%MP, diminuindo para maiores teores, devido à fragilização pelo elevado teor de fósforo, fenômeno também verificado em outros sistemas de liga [3, 4, 5, 20]. O excelente aumento de dureza e resistência é alcançado tanto pela formação de solução sólida e precipitados de segunda fase (Fe_3P , Mn_3P , $(\text{FeMn})_3\text{P}$) como pela diminuição da porosidade devido ao encolhimento na sinterização. Este último fator aliás, é determinante nos altos valores alcançados pelo alongamento.

A figura 6.11 mostra a micro-estrutura do ferro puro, sinterizado a 1160°C por duas horas, e do ferro misturado com 4 e 8%MP sinterizados sob as mesmas condições. Nota-se a maior redução de porosidade e arredondamento dos poros, para teores crescentes do portador. Ocorre ainda, neste mesmo sentido, redução no tamanho de grão e presença de precipitados de 2ª fase, apresentando-se em grandes quantidades conforme constatado na figura 6.11c (8% MP). Na figura 6.11b tem-se alguns grãos com características típicas de estruturas em que não houve uma completa austenitização, sendo bastante visível regiões dentro de um grão que evidenciam a existência de contornos de fases durante a sinterização.

A influência da temperatura de sinterização nas propriedades mecânicas aqui estudadas pode ser analisada nas curvas apresentadas na figura 6.12.

A resistência à tração sofre um pequeno acréscimo para maiores temperaturas, não sendo todavia, suficientemente grande para justificar tal dispêndio de energia. O mesmo comportamento é observado em relação a dureza. O alongamento, ao contrário, é

bastante sensível a esta variação, principalmente pelos maiores encolhimentos alcançados nas altas temperaturas. Com isto consegue-se uma redução da porosidade e o seu arredondamento, diminuindo os seus efeitos prejudiciais. A resistência à tração embora tenda a aumentar com as maiores densidades alcançadas nas temperaturas mais elevadas, enfrenta o efeito adverso e bastante influente do crescimento de grão, muito sensível a esta variável.

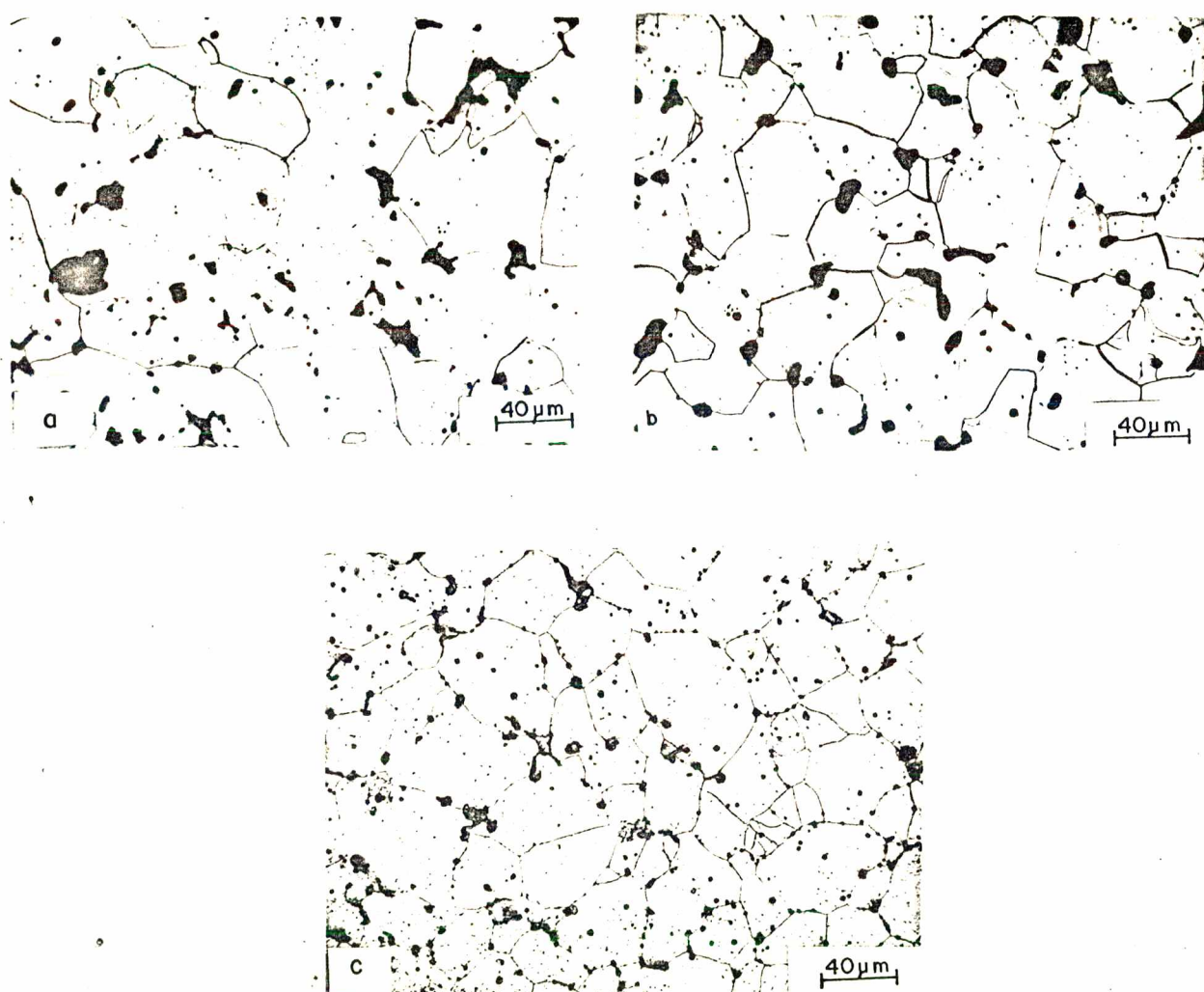


FIGURA 6.11 - Micro-estrutura após duas horas de sinterização a 1160°C .

a) Fe; b) Fe + 4%MP

c) Fe + 8%MP

Este fato pode ser analisado claramente na figura 6.13 onde vê-se a diferença do tamanho de grão das micro-estruturas correspondente à sinterização a 1120°C (6.13a) e 1200°C (6.13b). Vê-se ainda a menor quantidade e forma arredondada dos poros na amostra sinterizada a 1200°C .

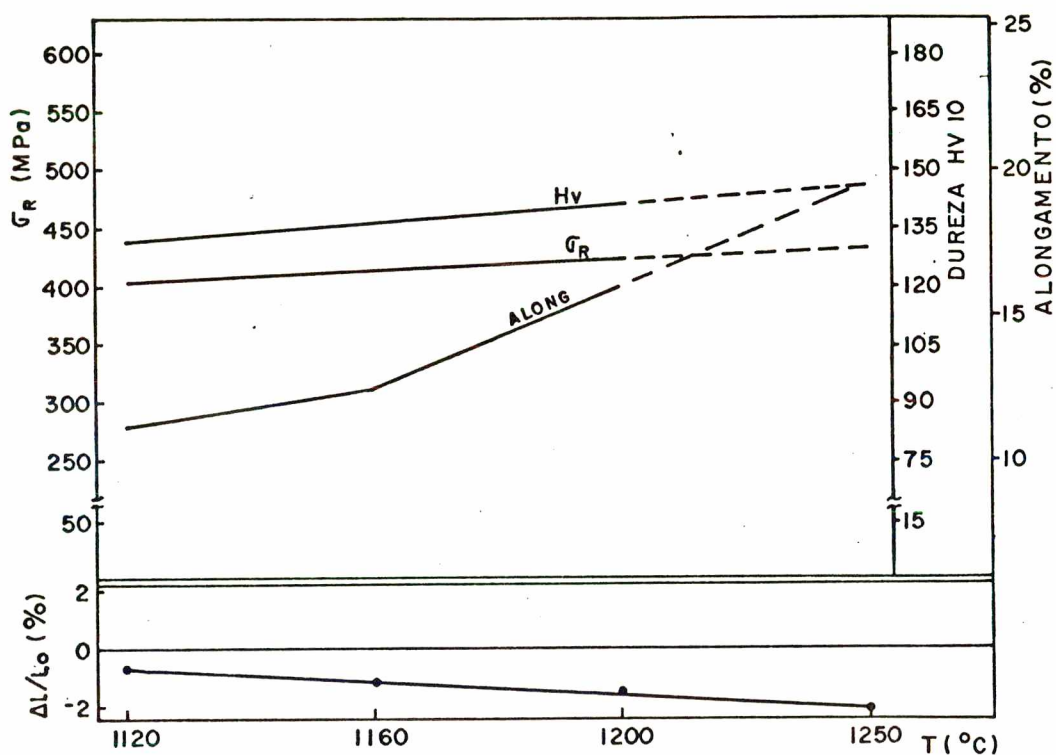


FIGURA 6.12 - Propriedades mecânicas da liga Fe + 4%MP em função da temperatura de sinterização.

A adição do fósforo e manganês através dos portadores binários, como visto na análise dilatométrica, tem uma menor taxa de sinterização do que a adição via portador ternário MP. Em razão deste fato, as suas propriedades mecânicas apresentam valores inferiores àsquelas do portador MP, como visto na figura 6.14 onde é mostrada uma comparação das propriedades de aços sinterizados

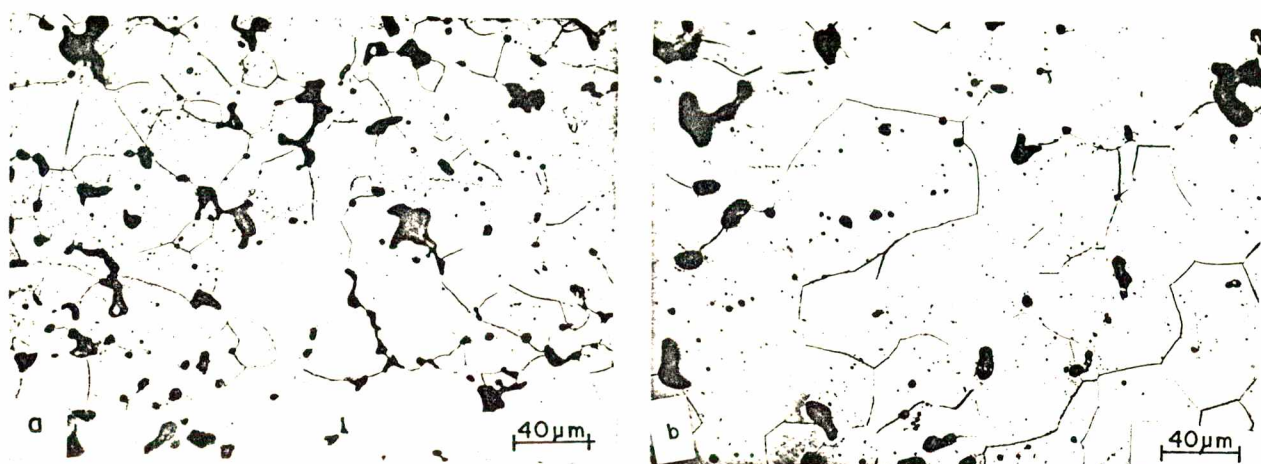


FIGURA 6.13 - Micro-estrutura da liga Fe + 4%MP após duas horas de sinterização.

a) 1120°C

b) 1200°C

de mesma composição química, produzidos utilizando-se ferromanganes e ferrofósforo simultaneamente para adição do manganês e fósforo, além do portador MP. Apesar das condições de sinterização terem sido as mesmas, os resultados divergem bastante, principalmente quanto ao alongamento, característica extremamente importante em aços sinterizados, onde os poros normalmente já comprometem bastante a ductilidade. A resistência à tração das ligas binárias para as três composições são inferiores aos valores obtidos pelo MP, não sendo entretanto uma diferença muito significativa. O encolhimento da liga resultante das adições binárias têm valores menores que aqueles alcançados através do uso do portador MP. Além disso estes encolhimentos tem um comportamento não linear, resultado da ação do fósforo e manganês que se fazem separadamente. Assim o encolhimento da composição Fe + 0,51%P + 1,22% Mn (~4 MP) é maior que aquele resultante da liga Fe + 0,77%P +

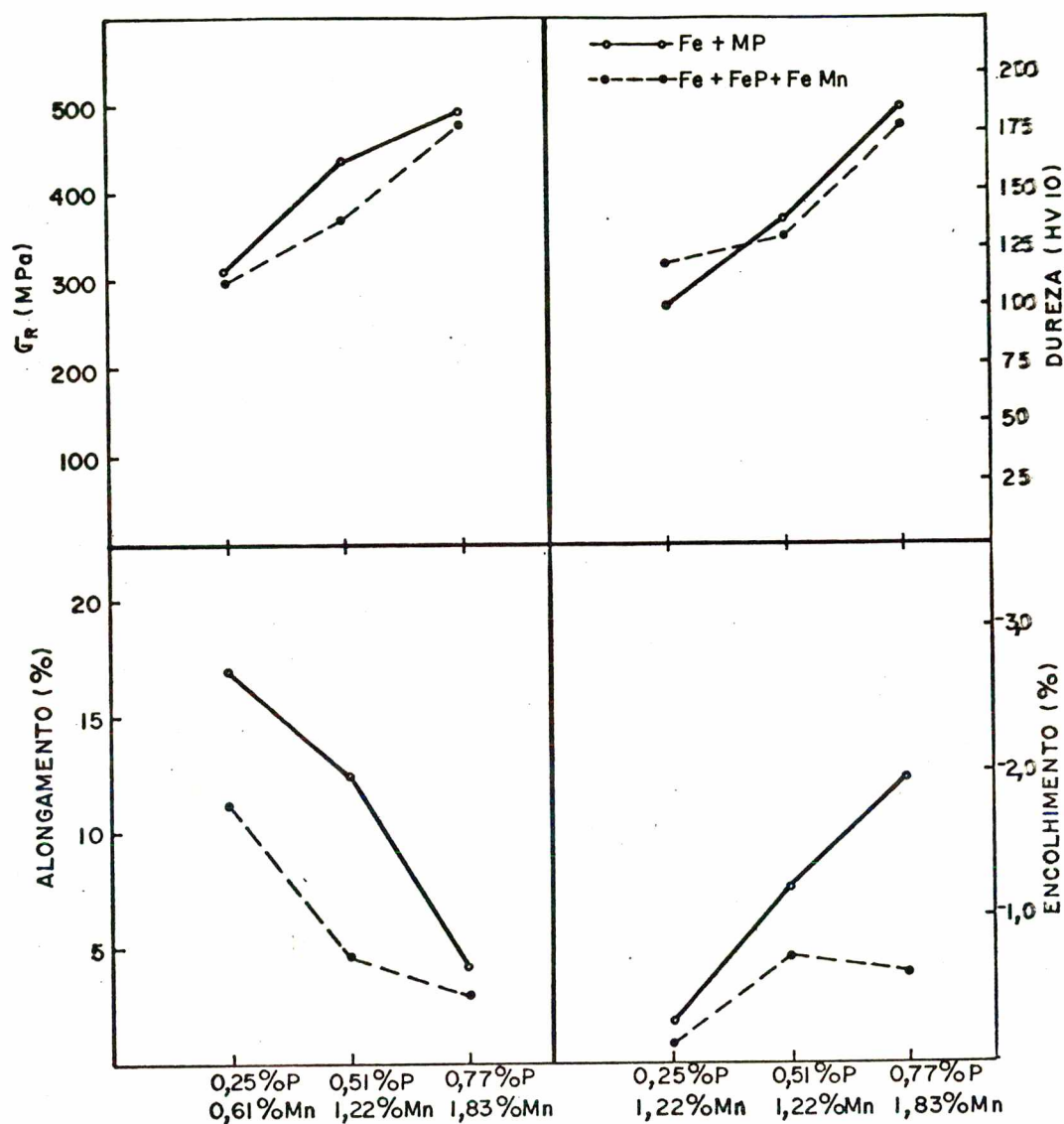


FIGURA 6.14 - Propriedades mecânicas de aços ligados ao fósforo e manganês adicionados sob a forma de portadores binários Fe-P e Fe-Mn, e sob a forma do portador ternário MP.

1,83%Mn (~ 6 MP), uma vez que a influência do manganês nesta última se torna mais efetivo no sentido de provocar inchamento, contrabalançando o efeito do fósforo.

A figura 6.15 mostra a micro-estrutura das ligas Fe + 4 MP (6.15a) e Fe + FeP + FeMn (6.15b), tendo a mesma composição química e fabricadas sob as mesmas condições. Como já foi visto anteriormente, a menor porosidade e maior arredondamento dos poros são nítidos na figura 6.15a, mostrando as conseqüências da maior eficácia na sinterização obtida pelo portador MP. Outra característica apresentada, e que tem forte influência sobre as propriedades mecânicas, é a diferença entre o tamanho de grão final da micro-estrutura. A menor granulação da liga Fe-4MP é bastante visível. Este fato é conseqüência da interdifusão entre manganês e fósforo na liga obtida das adições binárias, inexistentes quando se usa o portador MP, o que reduz a energia coesiva do contorno de grão; além disto o portador MP mantém maiores extensões de regiões ferríticas que os portadores binários, e onde há a transformação $\alpha - \gamma$, a nucleação e crescimento da nova fase leva a uma granulação mais grosseira após o resfriamento.

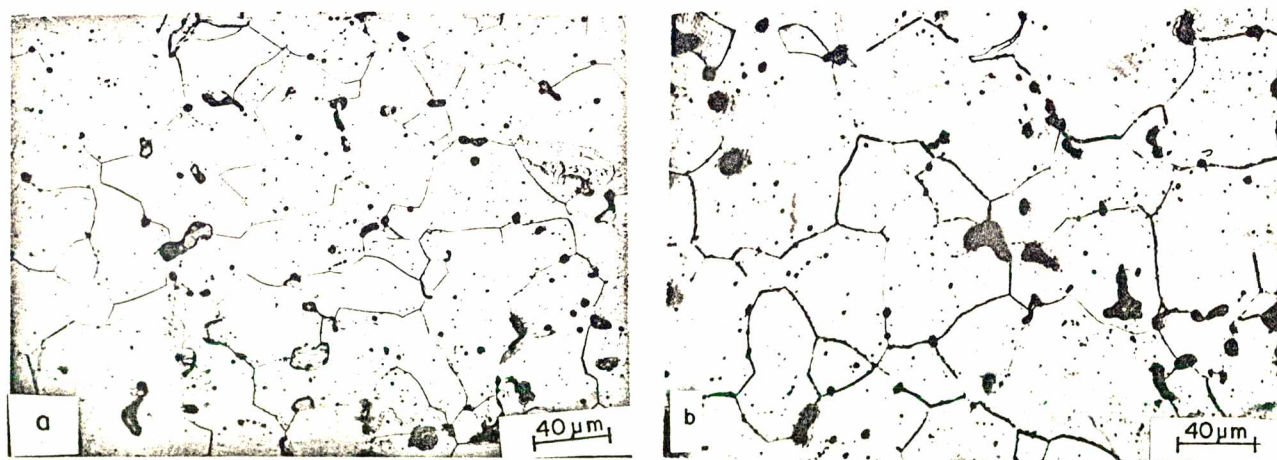


FIGURA 6.15 - Micro-estrutura das ligas

a) Fe + 4%MP; b) Fe + FeP + Fe Mn;

Temperatura de sinterização: 1160°C

Tempo: duas horas.

Em virtude das cinéticas de sinterização serem diferentes, a adição dos elementos fósforo e manganês ao ferro, sob a forma de ligas binárias ou do portador ternário MP, terão propriedades mecânicas diversas, com uma nítida superioridade da segunda forma de adição. A figura 6.16 mostra uma combinação da resistência à tração e alongamento para composições diferentes das duas formas de adição. A curva correspondente ao MP apresenta-se bem acima, mostrando a melhor combinação destas propriedades.

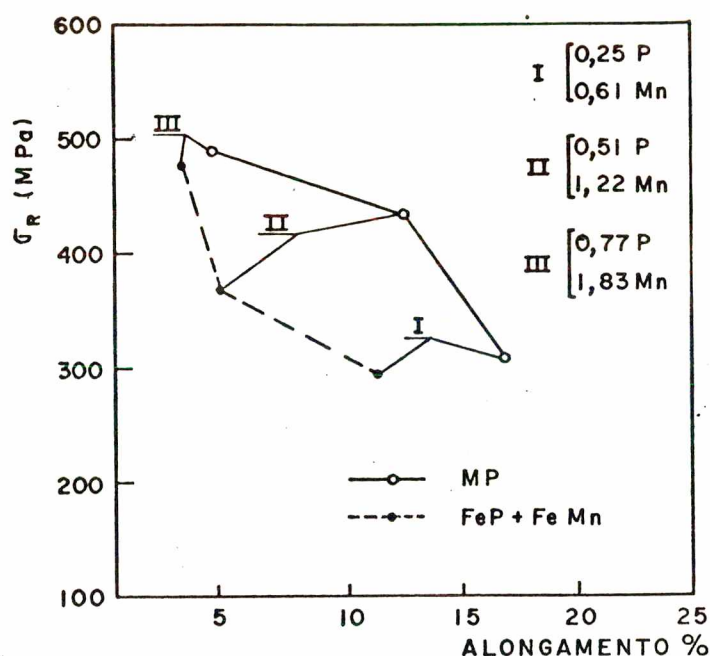


FIGURA 6.16 - Combinação da resistência à tração e alongamento para ligas de mesma composição química, obtidas a partir de formas diversas de adição dos elementos de liga.

Por fim deve-se lembrar que o Fe-Mn usado tem tamanho de partícula inferior ao FeP e ao portador MP. Uma redução do tamanho de partícula do MP, poderá aumentar as diferenças aqui obtidas.

6.3.1. Influência do carbono e do cobre sobre as propriedades mecânicas de aços ligados com o portador ternário MP.

Os elementos carbono e cobre são bastante usados industrialmente na metalurgia do pó. O primeiro pelo seu fortíssimo efeito na resistência mecânica, obtida a temperaturas de sinterização relativamente baixas, pois se difunde muito rapidamente em virtude de formar solução sólida do tipo intersticial, além do seu baixo custo. O cobre, apesar do custo elevado, é uma importante forma de se alcançar boa estabilidade dimensional aliada a alta resistência mecânica, além de possuir baixa tendência à oxidação. Em razão destes fatos, torna-se interessante examinar o efeito destes elementos na sinterização do ferro ligado com o MP.

A composição de Fe 4%MP foi escolhida pela boa combinação de propriedades obtidas, e a figura 6.17 mostra uma comparação das suas propriedades com aquelas ligas resultantes do uso de 2% cobre e 0,3% carbono.

Verifica-se que a influência destes se dá principalmente sobre a variação dimensional, com uma enorme redução do encolhimento, principalmente quando da adição de cobre. Este elemento porém reduz drasticamente o alongamento, além de causar uma leve redução na resistência à tração, levando a uma combinação de propriedades inferiores às daquelas da liga sem a sua presença.

O carbono mostra-se mais indicado para contrabalançar o encolhimento obtido pelo uso do portador MP, uma vez que a redução no alongamento foi bem pequena ocorrendo ainda um leve acréscimo na dureza e resistência mecânica. Consegue-se encolhimentos da ordem de -0,35% indicando uma redução bastante sensível quando comparado à liga sem carbono.

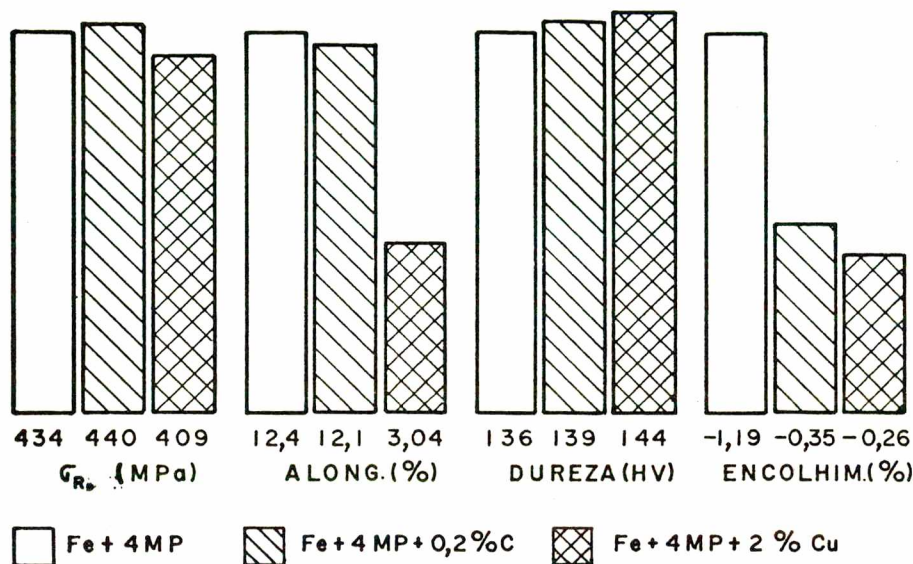


FIGURA 6.17 - Propriedades mecânicas das ligas Fe + 4%MP,
Fe + 4%MP + 0,2%C e Fe + 4%MP + 2%Cu.

Com a adição de 0,8% carbono consegue-se um encolhimento de aproximadamente de 0,01%, sendo este um excelente valor. Verifica-se contudo uma queda extremamente grande do alongamento, atingindo valores da ordem de 5%, e a dureza sofre apenas um leve acréscimo semelhantemente à resistência à tração que atinge 500 MPa.

A figura 6.18 mostra a micro-estrutura da liga Fe + 4MP + C (0,2%C (6.18a), 0,8%C (6.18b)). A quantidade de perlita presente induz a concluir-se que houve perda de carbono durante a síntese, pois o seu teor é irrisório como mostra a figura 6.18a e bastante reduzido para teores de 0,8% carbono (figura 6.18b), mostrando claramente que o teor deste elemento combinado é menor que o introduzido. Esta figura ainda representa um nível de poro-

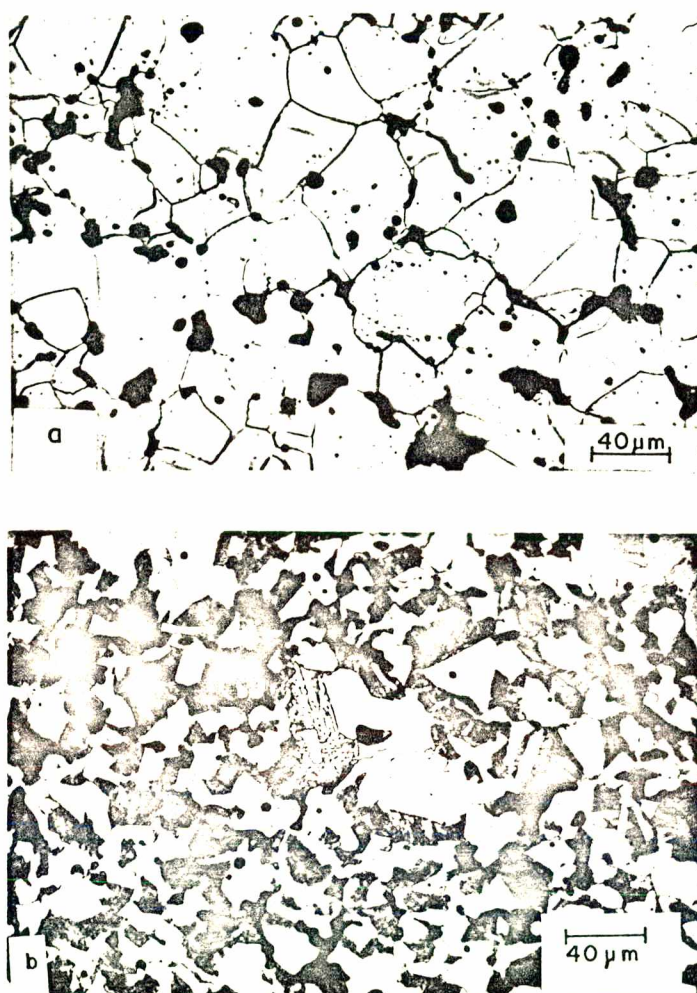


FIGURA 6.18 - Micro-estrutura da liga Fe + 4%MP + C.

Temperatura sinterização = 1160°C

Tempo = duas horas

a) Fe + 4%MP + 0,2%C

b) Fe + 4%MP + 0,8%C

sidade maior que nas ligas sem o seu uso, resultado do menor encolhimento.

O carbono torna-se assim uma opção significativa para ser utilizada simultaneamente com o portador ternário MP conseguindo-se com isto uma grande redução no encolhimento durante o pro-

cesso. A principal questão a respeito do uso deste elemento reside no controle acurado do seu teor combinado, bastante difícil, desde que pequenas flutuações acarretam grandes variações dimensionais no produto final [21].

7. DISCUSSÃO

Como já foi demonstrado anteriormente, além dos efeitos de aumento de resistência obtidas pelo uso de elementos de liga ao ferro, semelhantes na metalurgia do pó e na metalurgia convencional, na primeira, a forma pela qual se faz esta adição é de grande importância pelas alterações que terá na cinética do processo, na formação da liga através da homogeneização, traduzindo-se em propriedades mecânicas diferentes. Assim, o uso de formas de adição diversas daquela tradicionalmente usada na fabricação de peças estruturais (ou seja, sob a forma de pós elementares), deve trazer vantagens não somente tecnológicas (melhores propriedades) como também econômicas. Neste aspecto, a economia na fabricação dos componentes estruturais pela técnica de metalurgia do pó, depende fortemente da qualidade e tempo de vida do material de compactação (especialmente da matriz), sendo estes fatores influenciados entre outras causas, pelo tipo de pó usado.

A importância do desenvolvimento destes novos materiais é primordial para este processo de fabricação, pois é uma maneira de estender o seu campo de aplicação, além de aumentar a competi-

vidade em relação aos processos concorrentes. Dentro do atual estágio de produção de peças sinterizados porém, existe uma grande necessidade de materiais que além de apresentarem bons valores de resistência mecânica, apresentem também uma tenacidade elevada, uma vez que esta propriedade fica bastante prejudicada pela porosidade inerente ao processo.

A tabela VII mostra as propriedades de várias ligas usadas na indústria, ou desenvolvidas em laboratórios, comparadas com aquelas obtidas pelo uso do portador ternário MP. Esta tabela mostra primeiramente que nenhuma destas ligas atinge 16,9% de alongamento, obtido pela adição de 2% MP, embora deva ressaltar a sua baixa resistência mecânica além das maiores temperaturas usadas na sinterização. O uso de 4% MP entretanto é a composição que apresenta um melhor conjunto de propriedades: A resistência mecânica atingida só é superada pelas ligas Fe + 4% Mn e PASC + 0,8%C. Os alongamentos destas ligas porém são bem inferiores, chegando a valores muito baixos (4,0 e 3,5% respectivamente). A temperatura e tempo de sinterização usados pela liga contendo MP são intermediários aqueles usados pelas duas ligas acima; enquanto a temperatura usada para a sinterização da Fe-Mn foi 1200°C, a da liga PASC + 0,8%C foi somente 1120°C, durante 30 minutos. Esta liga entretanto já sofreu um tratamento anterior de "ligação superficial" do fósforo ao ferro, resultando no pó semi-ligado PASC com 0,6% de P. Outra característica é a sua dureza já alcançando um valor bem grande (175 HV). Crescentes aumentos na temperatura elevariam este parâmetro. A dureza final aliás, é uma propriedade muito importante no uso industrial, não devendo atingir valores muito altos, pois caso seja necessário realizar operações de calibração, esta propriedade terá enorme influência no desgaste so-

frido pelas matrizes e pode tornar a operação impossível devido a pouca plasticidade.

Considerando as diferenças nos diversos processos, as demais ligas apresentam uma combinação de propriedades inferior as ligas usando o MP. Quando atingem uma resistência mecânica superior apresentam alongamento muito baixo. Além disto, valores de resistência muito superiores só são alcançados quando do uso de teores elevados de elementos de liga, como por exemplo a liga $\text{Fe} + 2\% \text{ Mn} + 2\% \text{ Cu} + 0,8\% \text{ C}$.

Todas estas composições têm em geral uma menor variação dimensional que aquela obtida pelo uso do portador MP, exceto a liga $\text{PNC} + 2\% \text{ Mo}$. Entretanto com a adição de $0,2\% \text{ C}$ a variação dimensional é bastante reduzida a custa de uma ligeira queda no alongamento acompanhada de melhor resistência mecânica. Com uso de $0,8\% \text{ C}$ a variação dimensional atinge valores excepcionais, com acréscimos na resistência mecânica e dureza, apesar do menor valor do alongamento.

Além disto o desgaste causado pelo MP é pequeno, já que as quantidades necessárias do portador são bastante pequenas (6% no caso de maior adição) e a sua dureza é bem menor que a do ferro-manganês usado na sua fabricação (figura 7.1). Nesta figura ainda são mostrados as durezas dos portadores ternários MCM e SM |4|, as quais são bastante superiores que a do MP.

O uso do portador MP é bastante interessante sob estes pontos de vista, conseguindo-se propriedades finais superiores ao uso das ligas binárias além de diversas ligas existentes, conseguindo-se grandes economias no processo global, pelo menor desgaste provocado nas matrizes, pelo baixo custo dos elementos uti-

TABELA VII - Propriedades mecânicas de várias ligas

	Liga (comp. química)	DENSIDADE (g/cm ³) sinteriz.	Pressão de com- pact. (MPa)	Resist. à tração (MPa)	Dureza	Variação dimensio- %	Alonga- mento %	Atmosf. sint.	Tempo (min)	Temperat. sinteriz. (°C)	Ref. Bibl.
1	PASC 45	7,26	589	385 (5)	100 HV	-5,54	14,3	NH ₃	60'	1120	11, 22
2	PASC + 0,8% C	-	589	630	175 HV	+0,45	3,5	NH ₃	30'	1120	22
3	PASC + 0,2% C	-	589	410	140 HV	+0,05	10	NH ₃	30'	1120	22
4	WPL P45 (0,75% esteara- to Zn)	7,0	-	350	90 HB	-0,48	8,0	NH ₃	30'	1100	23
5	PNC 45 + 2% Mo	-	690	400	-	-1,3	11,6	H ₂	45'	1150	16
6	Fe + 2% Mn	7,05	-	340	47 HB	-	10,0	H ₂	100'	1200	19
7	Fe + 4% Mn	6,91	-	530	78 HB	-	4,0	H ₂	100'	1200	19
8	Fe + 6% Mn	6,81	-	650	86 HB	-	4,0	H ₂	100'	1200	19
9	Fe + 2% Mn + 0,8% C + 2% Cu	6,94	-	710	-	-0,09	2,8	H ₂	-	-	19
10	Fe + 2% MP	7,19	600	308	100 HV	-0,26	16,9	H ₂	120'	1160	-
11	Fe + 4% MP	7,20	600	434	136 HV	-1,19	12,4	H ₂	120'	1160	-
12	Fe + 6% MP	7,23	600	491	186 HV	-1,93	4,2	H ₂	120'	1160	-
13	Fe + 4% MP + 0,2% C	7,18	600	440	139 HV	-0,35	12,1	H ₂	120'	1160	-
14	+ 4% MP + 2% Cu	7,15	600	409	144 HV	-0,26	31	H ₂	120'	1160	-
15	+ 4% MP + 0,8% C	7,09	600	500	146 HV	-0,01	5,0	H ₂	120'	1160	-

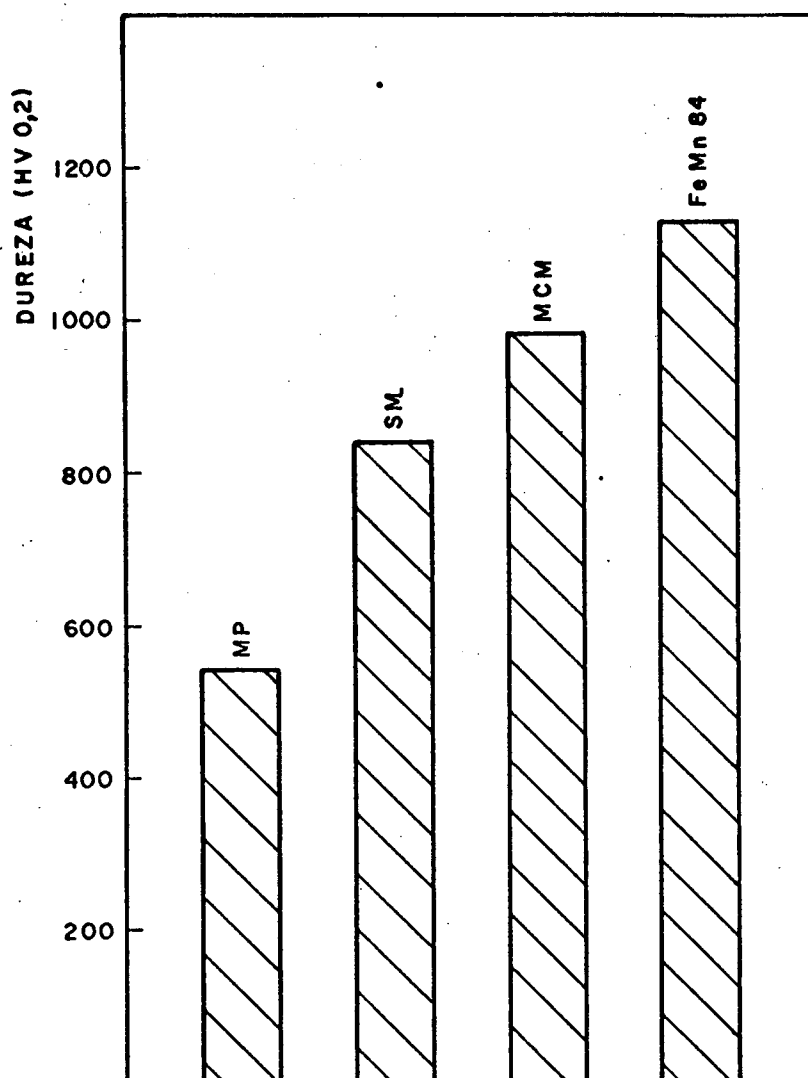


FIGURA 7.1 - Dureza (HV) do portador MP comparada a diversos portadores de ligas existentes.

lizados, tanto pelos seus preços em si quanto pelo total adicionado. O principal problema deste portador é o encolhimento verificado após a sinterização, muito grande para uso industrial pois torna o controle dimensional muito difícil. A utilização de outros elementos entretanto melhora em muito estes valores, como

visto no caso do carbono e do cobre.

Para se pensar em uso industrial do portador MP, ainda deve-se realizar uma otimização no processo como um todo, desde a fabricação do pó até os parâmetros utilizados na sinterização:

A obtenção do pó por métodos mecânicos, deixa o material mais frágil. Conseguir-se-ia reduções na sua dureza através de outro método de produção, por exemplo a atomização;

O tamanho das partículas têm uma influência notável; em geral quanto menor o tamanho de partícula dos elementos de liga usados melhores são as propriedades atingidas pela distribuição mais homogênea no compactado verde, tornando menores as distâncias de difusão. O portador MCM atinge suas propriedades ótimas com um tamanho de partícula $< 5 \mu_m$ |3| enquanto o MP tem um tamanho de partícula $\leq 44 \mu_m$.

As alterações no processo de sinterização em si só são viáveis quando tornarem ainda mais baixo o custo final do produto. Uma elevação na temperatura de sinterização, além de encarecer, não contribui significativamente na resistência mecânica. Uma redução do tempo de sinterização, por sua vez não tem uma influência negativa sensível nas propriedades, como pode ser deduzido por analogia com os resultados obtidos quando da redução da temperatura de 1160 para 1120°C (figura 6.13). Assim torna-se viável, a redução do tempo de sinterização para uma hora ou uma hora e meia;

As condições de mistura de pós é outro fator importante, principalmente no caso do uso de grafita, já que esta tende a se aglomerar. As propriedades obtidas pela adição do carbono devem ser otimizados através do uso de misturadores apropriados, o

que implicará numa melhora sensível das propriedades.

O uso de hidrogênio como atmosfera de sinterização é muito interessante em escala de laboratório pela sua maior pureza. Entretanto a atmosfera usada na indústria são gases endotérmicos, muito mais baratos, porém com altos pontos de orvalho. Não se pode afirmar nada a respeito do seu uso na sinterização do portador MP, sendo interessante verificar a sua influência nas propriedades obtidas bem como no comportamento do compactado durante o processo. Há de se lembrar que os elementos adicionados, estando combinados com o ferro, apresentam um menor risco de oxidação;

Além de todos estes aspectos considerados, somente a realização de outros ensaios em condições industriais, confirmariam estas propriedades como também a sua otimização, permitindo ter-se uma idéia mais ampla do comportamento deste novo portador nas reais condições de trabalho. Observar-se-ia assim, a uniformidade das propriedades atingidas e da variação dimensional, uma vez que o "automatismo" propiciado pela indústria reduziria os efeitos das variações da produção manual, principalmente a compactação; esta "constância" nos parâmetros de uma liga após a sinterização é muito importante para se realizar um projeto adequado e correto das ferramentas necessárias à produção da peça.

8. CONCLUSÃO

Os resultados obtidos neste trabalho utilizando-se o portador ternário MP, como forma de adição dos elementos fósforo e manganês ao ferro, permite tirar as seguintes conclusões:

- A introdução do fósforo e manganês ao ferro através do portador ternário MP acelera os processos de sinterização e homogeneização, atingindo propriedades mecânicas superiores às aquelas obtidas através do uso dos portadores binários, principalmente o alongamento;

- A liga Fe + 4% MP é a que apresenta melhor combinação de propriedades mecânicas dentre aquelas vistas neste estudo:

Os valores alcançados pelo alongamento são bastante superiores, com uma melhor resistência mecânica;

A dureza final é relativamente pequena, facilitando a operação de calibração;

- As melhores propriedades usando-se o MP são atingidas com adição de menores teores de elementos de liga;

- O desgaste das matrizes de compactação é menor usando-se o portador MP, comparado aos seus constituintes (FeP, FeMn) e outros portadores já desenvolvidos, pela menor dureza e quantidade necessária;

- A variação dimensional das ligas Fe-MP, grande para uso industrial, é bastante reduzida usando-se simultaneamente o carbono;

- Para a utilização do portador ternário MP em escala industrial, deve ser feito uma otimização do processo, sendo estabelecido neste estudo os primeiros passos nesta direção:

- . Produção do portador MP por atomização;
- . Redução do tamanho de partícula do portador MP;
- . Redução do tempo de sinterização;
- . Utilização de gases endotérmicos como atmosfera de sinterização.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- | 1 | - CHIAVERINI, V. "Metalurgia do Pó - Técnicas e Produtos".
São Paulo, ABM, 1982.
- | 2 | - LENEL, F.V. "Powder Metallurgy - Principles and Applications". N. Jersey, MPIF, 1980.
- | 3 | - ALPANO MÜLLER, L.; THÜMLER, F. & ZAPF, G. High Strenght
Sintered Iron Base Alloys by Using Transition Metal Car-
bides. Powder Metallurgy, 16(2):236-56, 1973.
- | 4 | - SCHLIEPER, G. "Untersuchungen zur Eigenschaften an Mehr-
tach Legierten Sinterstärken". Tese de doutoramento,
KFK - BERICHT, 2855, 1979.
- | 5 | - KLEIN, A.N. "Untersuchungen zur Herstellung und Eigens-
chaften neuartiger Si - Mn - Legierter Sinterstähle".
Tese de doutoramento, Fakultät für Maschinenbau der
Universität Karlsruhe, 1982.
- | 6 | - BAIN, E.C. & PAXTON, W.B. "Alloying Elements in Steel".
N. York, ASM, 1966.

- [7] - GERMAN, R.M. & ROBIN, B.H. Enhanced Sintering Through Second Phase Additions. Powder Metallurgy, 28(1):7-12, 1985.
- [8] - ZOVAS, P.E.; GERMAN, R.M.; HWANG, K.S. & LI, C.J. Activated and Liquid-Phase Sintering-Progress and Problems. Journal of Metals, 35(1):28-33, 1983.
- [9] - HANSEN, M. & ANDERKO, K. "Constitution of Binary Alloys". N. York, McGraw-Hill, 1958.
- [10] - ROTHERY, W.H. "Estruturas das Ligas de Ferro-Introdução Elementar". São Paulo, Edgard Blücher, 1968.
- [11] - LINDSKOG, P. The Effect of Phosphorus Additions on the Tensile, Fatigue and Impact Strenght of Sintered Steels Based on Sponge Iron Powder and High - Purity Atomized Iron Powder. Powder Metallurgy, 16(32):374-86, 1973.
- [12] - VANDESKA, W.F. Strenght and Ductility Enhancement of Low Temperature Sintered Iron Powder Structures. Metal Powder Reporter, 18(3):28-39, 1982.
- [13] - VLACK, W.L.H. "Introdução a Ciências dos Materiais". São Paulo, Edgard Blücher, 1970.
- [14] - LESLIE, W.C. "The Physical Metallurgy of Steel". N.York, McGraw-Hill, 1981.
- [15] - GERMAN, R.M. & D'ANGELO, K.A. Enhancement Sintering Treatments for Ferrous Powder. Journal of Metals, 33(2): 52-4, 1980.

- [16] - HAMIUDDIN, M. Effect of Sintering Temperatures of Mechanical Properties of Fe-P-Mo Powder Premixes. Powder Metallurgy, 25(4):221-3, 1982.
- [17] - HAMIUDDIN, M. & UPADHYAYA, G.S. Effect of Molybdenum on Sintering of Iron and Iron - Phosphorus Premix. Powder Metallurgy, 23(3):136-9, 1980.
- [18] - ZAPF, G. & DALAL, K. Introduction of High Oxygen Affinity Elements Manganese, Chromium and Vanadium in the Powders Metallurgy of P/M Parts. 5th International P/M Conference, Chicago, June 27/July 2, 720-735, 1976.
- [19] - ZAPF, G.; HOFFMANN, G. & DALAL, K. Effect of Additional Alloying Elements on the Properties of Sintered Manganese Steels. Powder Metallurgy, 18(3):214-36, 1975.
- [20] - SALCEDO, R. "Fabricação de um Aço de Alta Resistência Mecânica". Dissertação de Mestrado (Em Publicação), UFSC,
- [21] - TENGZELIUS, J. & ENGSTRÖM, U. Influence on Precision of PM Parts of Various Binder Additions to Powder. Powder Metallurgy, 28(1):43-8, 1985.
- [22] - Catálogo Högans AB, Suécia, Março de 1975.
- [23] - Catálogo Mannesmann-Demag, Alemanha, 1980.